

**Einfluss der Formfüllung und des Kippgießens auf die mechanischen
und gießtechnologischen Eigenschaften von Aluminium-
Gusslegierungen, vergossen in Sandformen**

Von der Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Abteilung Maschinenbau und
Verfahrenstechnik der

Universität Duisburg-Essen

zur Erlangung des akademischen Grades

eines

Doktors der Ingenieurwissenschaften

Dr.-Ing.

genehmigte Dissertation

von

Hans-Joachim Hagebölling

aus

Witten / Ruhr

Gutachter:

Univ.-Prof. Dr.-Ing. T. Steinhäuser

Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Fehlbier

Tag der mündlichen Prüfung: 26. Juni 2015

Danksagung

Ich möchte mich an dieser Stelle bei allen Personen bedanken, die mich bei der Erstellung dieser Arbeit unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. Thomas Steinhäuser für die stets vertrauensvolle Zusammenarbeit, seine fachlichen und persönlichen Ratschläge und insbesondere dafür, dass er mir den letzten Anstoß dazu gegeben hat, diese Arbeit zu verfassen.

Bei Herrn Prof. Dr. Martin Fehlbier bedanke ich mich ganz herzlich für seine Bereitschaft, das Korreferat zu übernehmen. Die fachlichen Diskussionen über Inhalte und Vorgehensweisen mit ihm waren stets sehr konstruktiv und hilfreich.

Weiterer Dank gilt allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern am Standort Meschede der Fachhochschule Südwestfalen, die mich bei der Umsetzung der experimentellen Arbeit begleitet und tatkräftig unterstützt haben. Besonderer Dank gilt hierbei Herrn Prof. Dr. Christoph Sommer und Herrn Dipl.-Ing. Rainer Hofmann.

Für die großzügige Unterstützung durch die Beistellung von Sach- und Dienstleistungen bedanke ich mich bei den Verantwortlichen und beteiligten Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der Firmen Martinrea Honsel Germany GmbH, Meschede, MGH Gusstec GmbH & Co. KG, Hirrlingen, TITAL GmbH, Bestwig, Rheinfelden Alloys GmbH & Co. KG, Rheinfelden und RWP GmbH, Roetgen.

Abschließend möchte ich mich bei meiner Familie, insbesondere aber bei meiner Frau Erika herzlichst für die Geduld und das liebevolle Verständnis bedanken, mit dem sie mir - nach all den Jahren beruflich bedingter Zugeständnisse - nun auch noch die Zeit und Gelegenheit zur Erstellung dieser Arbeit gegeben hat.

Inhalt

1	Einleitung	1
1.1	Problemstellung.....	2
1.2	Zielsetzung	4
2	Grundlagen und Stand der Technik.....	6
2.1	Der Gusswerkstoff Aluminium.....	6
2.1.1	Neigung zur Oxidation und Wasserstoffaufnahme.....	6
2.1.2	Einfluss der Legierungselemente Silizium und Kupfer	8
2.1.3	Schmelzebehandlung	13
2.1.4	Gießeigenschaften.....	21
2.1.5	Wärmebehandlung / Mechanische Eigenschaften	26
2.1.6	Entwicklungstendenzen von Aluminium-Gusslegierungen im Leichtbau	28
2.2	Verfahrenstechnische Grundlagen	29
2.3	Verfahren zum Kippgießen metallischer Schmelzen.....	35
2.3.1	Kippgießverfahren	36
2.3.2	Kipptiegel-Kokillengießverfahren	40
2.3.3	Rotacast®-Kokillengießverfahren	41
2.3.4	NEMAK-Dynamic-Casting-System-Verfahren (NDCS-Verfahren).....	44
2.4	Gießverfahren zur Füllung verlorener Formen	45
2.5	Simulation gießtechnischer Prozesse	53
3	Planung und Durchführung der Untersuchungen	57
3.1	Entwicklung der Probengeometrie.....	57
3.1.1	Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften	59
3.1.2	Proben zur Untersuchung des Formfüllungs- und Fließvermögens	60
3.1.3	Proben zur Untersuchung der Warmrissneigung.....	62
3.1.4	Gieß- und Anschnitttechnik.....	64
3.1.5	Werkzeug zur Herstellung der Formen.....	68
3.2	Messung der Geschwindigkeit der Schmelzefront während der Formfüllung	68

3.3	Messung des Temperaturverlaufes der Schmelze während Formfüllung und Erstarrung	71
3.4	Zu untersuchende Gusswerkstoffe	72
3.5	Form- und Gießtemperatur	74
3.6	Formenbereitstellungsprozess	75
3.7	Schmelzebereitstellungsprozess	77
3.7.1	Schmelzen und Warmhalten	77
3.7.2	Schmelzebehandlung	78
3.8	Gießprozess	80
3.9	Wärmebehandlung, Prüfung mechanischer Eigenschaften	85
3.10	Numerische Simulation der Formfüllung und Erstarrung	87
3.11	Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Art der Formfüllung auf die Qualität eines Pumpengehäuses	92
4	Versuchsergebnisse und Diskussion	99
4.1	Simulation der Formfüllung bei steigender und fallender Gießweise	99
4.2	Experimentelle Untersuchungen zur Formfüllung bei steigender und fallender Gießweise	114
4.3	Experimentelle Untersuchungen über die Strömungsgeschwindigkeit und Temperatur der Schmelze bei steigender und fallender Gießweise	119
4.4	Einfluss der Überhitzungstemperatur T_{UH} auf das Fließvermögen	127
4.5	Simulation der Erstarrung bei steigender und fallender Gießweise	130
4.6	Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die Warmrissneigung	137
4.7	Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die mechanischen Eigenschaften	141
4.8	Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die Qualität eines Pumpengehäuses	148
5	Zusammenfassung / Ausblick	153
6	Literaturverzeichnis	158
7	Anhang	163

Verzeichnis der benutzten Abkürzungen und Formelzeichen

- sortiert in der Reihenfolge des Auftretens im Text -

Abkürzungen

NDCS	engl. NEMAK Dynamic Casting System
DAS	Dendritenarmabstand
DI	Dichteindex
NE	Nichteisen
FEM	Finite Elemente Methode
FDM	Finite Differenzen Methode
FVM	Finite Volumen Methode
DIN	Deutsche Institut für Normung
EN	Europäische Norm
ISO	engl. International Organization for Standardization
CAD	engl. Computer Aided Design
FV	Fließvermögen
FFV	Formfüllungsvermögen
WRH	Warmrisshäufigkeit
STL	Stereolithographie (hier: Datenformat)
HTC	engl. Heat Transfer Coefficient
FG	Füllgrad
MP	Messpunkt
FF	Formfüllung

Formelzeichen

Größe	Einheit	Beschreibung
h_G	m	Gießhöhe
ρ	g/cm^3	Dichte
T_m	$^{\circ}\text{C}$	Schmelztemperatur (des Metalls)
p	mbar	Druck
T	$^{\circ}\text{C}$	Temperatur
t	s	Zeit
ΔT_L	$^{\circ}\text{K}$	primäre Unterkühlung
T_R	$^{\circ}\text{C}$	eutektische Gleichgewichtstemperatur
T_{Su}	$^{\circ}\text{C}$	untere eutektische Solidustemperatur
T_U	$^{\circ}\text{K}$	eutektische Unterkühlung
T_{Rek}	$^{\circ}\text{K}$	Rekaleszenz
T_D	$^{\circ}\text{K}$	Depression
h_m	m	metallostatische Höhe
T_G	$^{\circ}\text{C}$	Gießtemperatur
$T_{\ddot{U}}$	$^{\circ}\text{C}$	Übergangstemperatur
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
A	%	Bruchdehnung
v_{krit}	ms^{-1}	kritische Geschwindigkeit
v	ms^{-1}	Strömungsgeschwindigkeit
g	ms^{-2}	Erdbeschleunigung
h_{krit}	m	kritische Gießhöhe
α_{Kipp}	$^{\circ}$	Kippwinkel zu Gießbeginn
d	mm	Wandstärke, Abstand
l_{gesamt}	mm	Gesamtlänge
l_n	mm	Länge von Einzelheit n
A	mm^2	Fläche

Größe	Einheit	Beschreibung
A_{gesamt}	mm^2	Gesamtfläche
$A_{\text{max.}}$	mm^2	maximale Fläche
G_n	g	Rohteilgewicht des Gussteils
t_G	s	Gießzeit
\dot{V}	cm^3s^{-1}	Volumenstrom
V	cm^3	Volumen
F	---	Zeitfaktor
C	cm^{2+n}	Konstante der Querschnittsgleichung
n	---	Exponent, den Fallhöhen zugeordnet
γ	°	mittlerer Kippwinkel
α	°	Winkel Gießbeginn
β	°	Winkel Gießende
\bar{v}	ms^{-1}	mittlere Geschwindigkeit
T_L	°C	Liquidustemperatur
$T_{\text{ÜH}}$	°C	Überhitzungstemperatur
T_F	°C	Formtemperatur
h	$\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$	Wärmeübergangskoeffizient
m	g bzw. kg	Masse
η	Pas	Viskosität
n	Stück	Probenmenge
T_{Sol}	°C	Solidustemperatur

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1.1, Einteilung der Gießverfahren nach der Art der Formfüllung, [2; S. 18]	2
Abbildung 2.1, Temperaturabhängigkeit der Wasserstofflöslichkeit von Rein- Aluminium, nach [6; S. 248]	7
Abbildung 2.2, Ausschnitt aus dem binären Zustandsdiagramm Aluminium - Silizium, nach [7; S. 100]	9
Abbildung 2.3, Einfluss des Magnesiumgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften einer EN AC-ALSi10Mg, Sandguss, T6, nach [7; S. 145]	11
Abbildung 2.4, Ausschnitt aus dem binären Zustandsdiagramm Aluminium - Kupfer, nach [7; S. 102]	12
Abbildung 2.5, Proben einer Unterdruck-Dichte-Prüfung, Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3, Probe A erstarrt unter atmosphärischen Druck, Probe B erstarrt unter 80 mbar Unterdruck	16
Abbildung 2.6, Gefügebildung einer Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3, A) ohne Kornfeinung; B) mit Kornfeinung	16
Abbildung 2.7, Gefügebildung einer Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3; A) nicht veredelt; B) veredelt	18
Abbildung 2.8, schematische Darstellung der Abkühlkurve und Nomenklatur der thermischen Analyse von Aluminium, nach [13; S. 125 - 134]	20
Abbildung 2.9, Fließvermögen einer Schmelze in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung, schematische Darstellung, [17; S. 26]	22
Abbildung 2.10, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Legierungs- zusammensetzung am Beispiel des Systems Aluminium - Silizium, [17; S. 28]	23
Abbildung 2.11, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Gießtemperatur T_G und der metallostatistischen Druckhöhe h_m , [17; S. 29]	24
Abbildung 2.12, schematische Darstellung eines Schmelzestroms bei Überschreiten der kritischen Geschwindigkeit v_{krit} , [25; S. 17]	30
Abbildung 2.13, schematische Darstellung der Formfüllung beim Schwerkraft- Gießverfahren	32
Abbildung 2.14, schematische Darstellung eines Gießsystems	32
Abbildung 2.15, schematische Darstellung des Kippgießens, steigende Formfüllung	33
Abbildung 2.16, Einteilung Kokillengießverfahren	34
Abbildung 2.17, Kippgießmaschine für das Kokillengießverfahren (Quelle: Göllner Maschinenbau GmbH, Paderborn)	36
Abbildung 2.18, Gießzelle für das Kippgießverfahren (Quelle: Reis GmbH & Co. KG, Obernburg)	39
Abbildung 2.19, Fahrwerkskomponente, hergestellt mit dem Kippgießverfahren (Quelle: Martinrea Honsel Germany GmbH, Meschede)	40
Abbildung 2.20, Kipptiegel-Kokillengießverfahren, [6; S. 343]	41

Abbildung 2.21, Rotacast®-Kokillengießmaschine (Quelle: Fill Gesellschaft mbH, Gurten, Österreich)	42
Abbildung 2.22, Prozessablauf Rotacast®-Kokillengießverfahren, schematische Darstellung, [33; S. 32]	42
Abbildung 2.23, Prozessablauf NDCS-Verfahren, schematische Darstellung, [33; S. 30]	44
Abbildung 2.24, Hinterachsträger, Sandgießverfahren, steigende Formfüllung (Quelle: Martinrea Honsel Germany GmbH)	48
Abbildung 2.25, schematische Darstellung der Kippgießtechnologie einer Schwermetallgießerei	50
Abbildung 2.26, schematische Darstellung des Ablaufes einer numerischen Simulation, nach [51; S. 19]	55
Abbildung 3.1, kombinierte Probengeometrie für Zugproben und Proben zur Bestimmung gießtechnischer Eigenschaften, hier: Ausführung für die steigende Formfüllung	59
Abbildung 3.2, Abmessungen der Zugprobe im Gusszustand	59
Abbildung 3.3, A: unbearbeitete Zugprobe; B: Zugprobe DIN 50125 - B 8 x 40	60
Abbildung 3.4, Stufenkeile, Einzelheit 2 aus Abbildung 3.1	61
Abbildung 3.5, Beispiel einer automatischen Bildauswertung zur Flächenbestimmung des Formfüllungsvermögens	62
Abbildung 3.6, Warmrissprobe, Einzelheit 3 aus Abbildung 3.1	63
Abbildung 3.7, Volumen des Gussrohteils (CAD-Daten)	64
Abbildung 3.8, mittlerer Kippwinkel γ , schematische Darstellung	66
Abbildung 3.9, Konstruktionszeichnung der Probengeometrie für die steigende Formfüllung	67
Abbildung 3.10, 3-teiliger Kernkasten zur Herstellung der verlorenen Formen	68
Abbildung 3.11, Messstrecken und schematische Messanordnung zur Ermittlung der Geschwindigkeit v der Schmelze bei steigender Formfüllung	69
Abbildung 3.12, Messstrecken und schematische Messanordnung zur Ermittlung der Geschwindigkeit v bei fallender Formfüllung	70
Abbildung 3.13, Messanordnung zur Ermittlung des Temperaturprofils der Schmelze während der steigenden Formfüllung	72
Abbildung 3.14, Legierungszusammensetzung nach EN 1706, [6; S. 281]	73
Abbildung 3.15, Prozessparameter für die durchzuführenden experimentellen Untersuchungen	75
Abbildung 3.16, Kernschießmaschine (Einzelheit A) und Begasungsgerät (Einzelheit B) zur Herstellung verllorener Formen	76
Abbildung 3.17, Temperaturverlauf einer Aluminiumschmelze im Schmelz- und Warmhalteofen während einer Gießperiode	77
Abbildung 3.18, Ergebnisprotokoll einer thermischen Analyse (Ausschnitt)	78
Abbildung 3.19, Grenzwerte der thermischen Analyse	79
Abbildung 3.20, vollautomatische Kippgießanlage	81

Abbildung 3.21, vollautomatische Kippgießanlage mit Schmelz- und Warmhalteofen (Schutzgitter geöffnet)	82
Abbildung 3.22, Positionierung des Kipptisches zu Gießbeginn	83
Abbildung 3.23, Darstellungen eines automatischen Formfüllungsvorgangs	85
Abbildung 3.24, Werkstoffzustand und mechanische Eigenschaften gem. EN 1706, nach [6; S. 284]	86
Abbildung 3.25, STL-Daten der Probengeometrie zur Simulation der steigenden Formfüllung	88
Abbildung 3.26, Vernetzung der Probengeometrie zur Simulation der Formfüllung beim Schwerkraft-Gießverfahren	89
Abbildung 3.27, Vernetzung der Probengeometrie für die Simulation des Erstarrungsverlaufes bei steigender Formfüllung	91
Abbildung 3.28, Pumpengehäuse-Mittelteil für die experimentelle Anwendung der gewonnenen Erkenntnisse	92
Abbildung 3.29, serienmäßige Ausführung der Sandform zur Herstellung eines Pumpengehäuse-Mittelteils nach Abbildung 3.28	93
Abbildung 3.30, Gussrohling mit Gießsystem der steigenden Formfüllung	94
Abbildung 3.31, Darstellung der für die fallende Formfüllung modifizierten Gießform des Pumpengehäuses	95
Abbildung 3.32, Positionierung einer gießbereiten verlorenen Sandform zur Herstellung eines Pumpengehäuses auf dem Kipptisch der Kippgießanlage	96
Abbildung 3.33, Pumpengehäuse, hergestellt mit fallender Formfüllung, Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$	96
Abbildung 3.34, tabellarische Zusammenfassung der wesentlichen Versuchsparameter zur Herstellung des Pumpengehäuses	97
Abbildung 3.35, Lage der für die Überprüfung der mechanischen Eigenschaften erforderlichen Zugstäbe im Pumpengehäuse	98
Abbildung 4.1, Gegenüberstellung der Füllung des Formhohlraums; Teilbild A: Ergebnis der Simulation; Teilbild B: reales Gussteil	99
Abbildung 4.2, Abhängigkeit des durch die Simulation errechneten Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizienten h bei der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3	101
Abbildung 4.3, Abhängigkeit des durch die Simulation errechneten Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizienten h bei der Legierung EN AC-AlCu4Ti	101
Abbildung 4.4, Randbedingungen zur Simulation der Formfüllung	102
Abbildung 4.5, Ergebnis der Simulation der steigenden Formfüllung der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 mit Wärmeübergangskoeffizient $h = 50 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$	103
Abbildung 4.6, Ergebnis der Simulation der steigenden Formfüllung der Legierung EN AC-AlCu4Ti mit Wärmeübergangskoeffizient $h = 50 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$	103

Abbildung 4.7, Analyse der durch die Formfüllungssimulation ermittelten Geschwindigkeit v der Schmelze	105
Abbildung 4.8, vergrößerte Darstellung des Analysebereiches $A_1-B_{1\text{steigend}}$ aus Teilbild 1 der Abbildung 4.7	105
Abbildung 4.9, errechnete Geschwindigkeitswerte der Schmelze im Bereich der in Abb. 4.8 dargestellten Messstrecke im Analysebereich $A_1-B_{1\text{steigend}}$	106
Abbildung 4.10, errechnete Geschwindigkeitswerte der Schmelze im Laufsystem und Anschnitt	108
Abbildung 4.11, vergrößerte Darstellung des Analysebereiches $A_2-B_{2\text{steigend}}$ aus Teilbild B der Abbildung 4.7	109
Abbildung 4.12, errechnete Geschwindigkeitswerte v der Schmelze an der in Abb. 4.11 gekennzeichneten Messstrecke im Analysebereich $A_2-B_{2\text{steigend}}$	110
Abbildung 4.13, STL-Daten (Teilbild A) und Vernetzung (Teilbild B) der Probengeometrie zur Simulation der fallenden Formfüllung	111
Abbildung 4.14, Ergebnis der Simulation der fallenden Formfüllung der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3	111
Abbildung 4.15, Ermittlung der errechneten Strömungsgeschwindigkeit v der Schmelze im Analysebereich $A_2-B_{2\text{fallend}}$ bei der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3	112
Abbildung 4.16, turbulente Formfüllung, gekennzeichnet durch Verwirbelungen der Schmelze an Formkanten (1), im Bodenbereich (2) und partielle Vorfüllung der Stufenkeile (3) am Beispiel der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3	113
Abbildung 4.17, Versuchsreihen zur Untersuchung des Einflusses des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} auf das Formfüllungs- und Fließvermögen und den mechanischen Eigenschaften	114
Abbildung 4.18, Abhängigkeit des Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei steigender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}	115
Abbildung 4.19, Abhängigkeit des Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}	116
Abbildung 4.20, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV der untersuchten Legierungen bei steigender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}	117
Abbildung 4.21, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV der untersuchten Legierungen bei fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}	118
Abbildung 4.22, Gegenüberstellung der Ergebnisse über die Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV und Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei steigender und fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}	119
Abbildung 4.23, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung an der Messstrecke A_1-B_1 bei steigender Formfüllung	120

Abbildung 4.24, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung der in der Kavität aufsteigenden Schmelze an der Messstrecke A ₂ -B ₂ bei steigender Formfüllung	121
Abbildung 4.25, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung der in die Kavität einströmenden Schmelze an der Messstrecke A ₂ -B ₂ bei fallender Formfüllung	122
Abbildung 4.26, zeitlicher Verlauf der Temperatur ($T = f(t)$) bei steigender (MP1;s / MP2;s) und fallender (MP1;f / MP2;f) Formfüllung, $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ bzw. $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$, EN AC-AlCu4Ti	124
Abbildung 4.27, zeitlicher Verlauf der Temperatur der Schmelze ($T = f(t)$) bei steigender (MP4;s / MP6;s) und fallender (MP4;f / MP6;f) Formfüllung, $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ bzw. $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$, EN AC-AlCu4Ti	126
Abbildung 4.28, Einfluss der Überhitzungstemperatur $T_{\text{ÜH}}$ auf das Fließvermögen FV der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 bei steigender Formfüllung	128
Abbildung 4.29, Vergleich des Fließvermögens FV der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 unter Variation der Überhitzungstemperatur $T_{\text{ÜH}}$ und der Art der Formfüllung	129
Abbildung 4.30, berechnete Temperaturverteilung zum Zeitpunkt $t = t_G + 2s$ bei steigender Formfüllung (Teilbild A) und fallender Formfüllung (Teilbild B)	131
Abbildung 4.31, berechnete Temperaturverteilung zum Zeitpunkt $t = t_G + 8s$ bei steigender Formfüllung (Teilbild A) und fallender Formfüllung (Teilbild B)	132
Abbildung 4.32, Vergleich der Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit den experimentell ermittelten Ergebnissen der Temperaturmessungen bei steigender Formfüllung	133
Abbildung 4.33, Vergleich der Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit den experimentell ermittelten Ergebnissen der Temperaturmessungen bei fallender Formfüllung	134
Abbildung 4.34, errechnetes Porenvolumen nach Erstarrungsende bei steigender Formfüllung (A) und fallender Formfüllung (B) der Legierung EN AC-AlCu4Ti	135
Abbildung 4.35, errechnetes Porenvolumen nach Erstarrungsende bei steigender Formfüllung (A) und fallender (B) Formfüllung der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3	136
Abbildung 4.36, Warmrisshäufigkeit WRH der Legierung EN AC-AlCu4Ti in Abhängigkeit von der Art der Formfüllung und vom Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp}	137
Abbildung 4.37, Temperaturverlauf der Schmelze bei der Füllung und Erstarrung am Messpunkt MP4, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$	139

Abbildung 4.38, Temperaturverlauf der Schmelze bei der Füllung und Erstarrung am Messpunkt MP4, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$	139
Abbildung 4.39, Warmrisse, EN AC-AlCu4Ti, steigende Formfüllung	140
Abbildung 4.40, Ergebnisse der Spektralanalyse zur Überprüfung der Legierungszusammensetzung der untersuchten Legierungen	141
Abbildung 4.41, Zugfestigkeit R_m bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3, Wärmebehandlung T6	142
Abbildung 4.42, Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3, Wärmebehandlung T6	143
Abbildung 4.43, Bruchdehnung A bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3, Wärmebehandlung T6	144
Abbildung 4.44, Zugfestigkeit R_m bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6	145
Abbildung 4.45, Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6	146
Abbildung 4.46, Bruchdehnung A bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6	146
Abbildung 4.47, obere und untere Dichtfläche von Pumpengehäusen, hergestellt mit steigender Formfüllung ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) und fallender Formfüllung ($\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$ u. 70°)	148
Abbildung 4.48, Abbild eines durchstrahlten Pumpengehäuses	149
Abbildung 4.49, Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m [MPa] von der Art der Formfüllung am Beispiel des Pumpengehäuses-Mittelteil	150
Abbildung 4.50, Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa] von der Art der Formfüllung am Beispiel des Pumpengehäuses-Mittelteil	151

1 Einleitung

Weitgehend unabhängig vom Einsatzgebiet, Herstellungsverfahren und Werkstoff unterliegen Gusskomponenten beständig steigenden Anforderungen hinsichtlich ihrer mechanischen und technologischen Eigenschaften, der Gestaltung, des Gewichtes und letztlich auch hinsichtlich der Kosten. So stellt beispielsweise für die Automobilindustrie als einem der Haupt-Abnehmermärkte von Gussprodukten die Verringerung der Bauteilgewichte bei der Erfüllung internationaler Vorgaben zur Senkung des Kraftstoffverbrauches und des damit verbundenen CO₂-Ausstoßes seit vielen Jahren ein wichtiges Hilfsmittel dar. Diese unter dem Begriff "Leichtbau" bekannten Aktivitäten finden in neuerer Zeit anlässlich des Handlungsprinzips der Nachhaltigkeit Ergänzung durch die Überprüfung und kontinuierliche Optimierung der Entstehungsprozesse dieser Bauteile bezüglich des Einsatzes an Ressourcen.

Das Fertigungsverfahren Gießen nimmt auf Grund der kurzen Prozesskette, der nahezu unbegrenzten Wiederverwendbarkeit der metallischen Rohstoffe und der sehr großen Freiheitsgrade bei der konstruktiven Gestaltung der Gussprodukte im Vergleich zu anderen Fertigungsverfahren bezüglich der zuvor geschilderten Anforderungen eine führende Rolle ein.

Jedoch führt der Einsatz des leichtesten Werkstoffes bei der Entwicklung und Herstellung von Gussteilen, die den Prinzipien des Leichtbaus entsprechen sollen, nicht allein automatisch zu dem Bauteil mit der geringsten Masse und den günstigsten Bauteileigenschaften. Erst die Kombination der richtigen Gusslegierung mit der optimalen konstruktiven Gestaltung des Gussteils und dem zur Herstellung bestens geeigneten Gießverfahren führt zu den gewünschten Ergebnissen [1].

Die Gießverfahren zur industriellen Herstellung von Formgussteilen unterscheiden sich nach [2; S. 18] in folgende Verfahren (Hauptgruppen) zur Formfüllung:

- Statisches Gießen
- Dynamisches Gießen

Demnach wird unter dem Begriff "Statisches Gießen" die Füllung verlorener Formen und Dauerformen mittels Schwerkraft oder mittels eines geringen Überdruckes (Niederdruckgießen) verstanden. "Dynamisches Gießen" wird in die Untergruppen "Bewegung der Form" sowie "Bewegung des Gießmaterials" gegliedert und kommt

dieser Einteilung nach ausschließlich für die Formfüllung von Dauerformen, nicht für die Füllung verlorener Formen zur Anwendung. Grafisch dargestellt wird diese Einteilung in **Abbildung 1.1**.

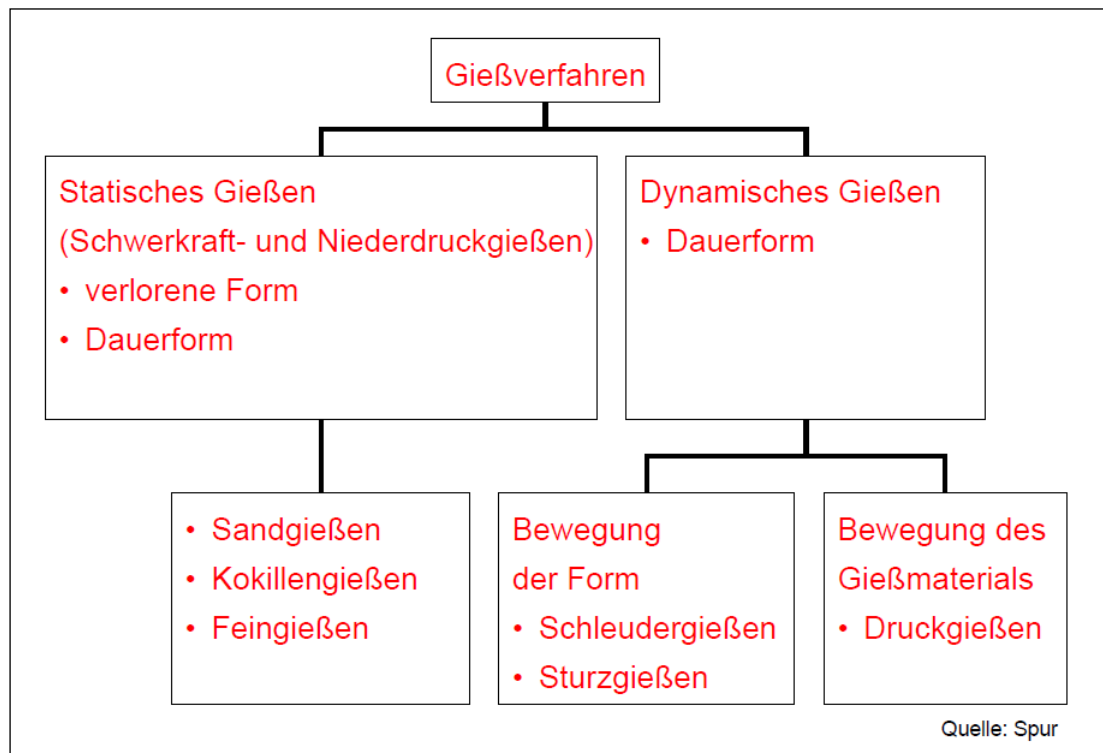


Abbildung 1.1, Einteilung der Gießverfahren nach der Art der Formfüllung, [2; S. 18]

1.1 Problemstellung

Die Realisierung hochfester dünnwandiger Gussteilgeometrien wird unter anderem bestimmt von den mechanischen Eigenschaften und dem Formfüllungs- und Fließvermögen der gewählten Gusslegierung. Somit setzt die reproduzierbar fehlerfreie Herstellung mechanisch hoch beanspruchter dünnwandiger Leichtbau-Gusskomponenten gleichermaßen die Kenntnis und Beachtung der potentiellen Einflussnahme des gewählten Gießverfahrens auf die mechanischen wie auch auf die gießtechnologischen Eigenschaften der verwendeten Gusslegierungen voraus.

Beim Schwerkraftgießen wird die notwendige Schmelzmenge unter Wirkung der Schwerkraft in den Einguss(-trichter) einer feststehenden Form eingegossen. Die Formfüllung erfolgt als

- „Steigende Formfüllung“, d. h. die Schmelze wird durch den Einguss eingefüllt, fließt dann über ein Laufsystem, das unterhalb und / oder ggf. seitlich des eigentlichen Gussstücks angeordnet ist, über den (die) Anschnitt(e) in den Formhohlraum. Damit wird die Form von unten nach oben steigend gefüllt.
- „Fallende Formfüllung“, d. h. die Schmelze wird von der Oberseite der Form aus, z. B. durch einen offenen Speiser hindurch, direkt in den Formhohlraum eingegossen [3; S. 521].

Für beide Verfahrensvarianten gilt gleichermaßen, dass mit zunehmender Bauhöhe der Form (z. B. abhängig von der Größe des Gussteils) die Gefahr der turbulenten Formfüllung, bis hin zum „Abreißen des Gießstrahls“, steigt, und damit das Auftreten spezifischer Gießfehler, wie z. B. oxydische Einschlüsse, Lufteinschlüsse und Oberflächenfehler gefördert wird.

Um diese Problematik der Schwerkraft-Formfüllung zu verbessern, wurden Verfahrensvarianten entwickelt, bei denen die Form zu Beginn der Formfüllung so weit geneigt wird, dass eine möglichst geringe Höhe zwischen der Oberkante des Eingusses und der tiefst liegenden Geometrie in der Form (Gießhöhe h_G) erreicht wird. Während der Formfüllung wird die Form in eine definierte Endlage geschwenkt, in der dann die vollständige Erstarrung der Schmelze erfolgt. Diese Verfahrensvarianten werden unter dem Begriff "Kippgießverfahren" zusammengefasst [3; S. 772].

Zahlreiche Untersuchungen und Veröffentlichungen haben sich in der jüngeren Zeit mit dieser Verfahrenstechnik beschäftigt. So wird über „Wechselbeziehungen zwischen den Anforderungen an Aluminiumgussteile und der Entwicklung von Gießverfahren“ am Beispiel des patentierten „NEMAK Dynamic Casting System (NDCS)“ berichtet. Hervorgehoben werden in dieser Arbeit die Vorteile der beruhigten, turbulenzarmen Formfüllung durch die geregelte und reproduzierbar ausgeführte Dreh-Kippbewegung der Form während der Füllung. In Verbindung mit einer geeigneten Temperaturführung der Form können die Dendritenarmabstände (DAS), und damit die Werkstoffeigenschaften gezielt beeinflusst werden [4; S. 112-113].

Eine weitere Schrift [5; S. 26-27] informiert über das „Kippgießen anspruchsvoller Pumpengehäuse für die Automobilindustrie“. Als Vorteile des Kippgießverfahrens

gegenüber dem statischen Gießverfahren werden in diesem Fall u. a. besonders herausgestellt

- turbulenzarme Formfüllung durch einen zentralen Speiser
- weniger Kreislaufmaterial (Entfall Gießlauf)
- hohe Gefügequalität
- Reduzierung von Lufteinschlüssen
- hohe Produktivität und Ausbringung [5; S. 26-27]

1.2 Zielsetzung

Gemeinsam ist den oben aufgeführten Literaturstellen [4] und [5] die Aussage, dass das Kippgießen zu einer turbulenzarmen Formfüllung beiträgt, hervorgerufen durch das Kippen der Form während des Eingießens der Schmelze. Damit verbunden führt dieses Gießverfahren zu einer Verbesserung der Bauteileigenschaften derart hergestellter Gussteile, insbesondere bei der Verwendung von Gusswerkstoffen, die zur raschen Oxidation neigen. Dazu zählen beispielsweise die industriell vielseitig zum Einsatz kommenden Aluminium- und Kupfer-Gusslegierungen.

Trotz der vielfach beschriebenen Vorteile des Kippgießens ist dieses Gießverfahren bisher weitgehend beschränkt auf die Formfüllung von metallischen Dauerformen. In den Erläuterungen der Einteilung der Gießverfahren nach der Art der Formfüllung (siehe Abb. 1.1) wird dazu auch explizit ausgeführt, dass "man unter Sandgießen stets das Schwerkraft-Sandgießen versteht" [2; S. 18].

Wissenschaftliche Forschungsergebnisse oder industrielle Erfahrungsberichte über das Kippgießen verlorener Formen liegen bisher jedoch nur wenige vor. Deshalb ist es die Aufgabe der vorliegenden Forschungsarbeit, zusätzliche Erkenntnisse über den Einfluss

- a. der Art der Formfüllung (steigend - fallend) und
- b. des Kippgießverfahrens

auf die gießtechnologischen und die mechanischen Eigenschaften von Sandgussteilen zu erarbeiten. Die im Rahmen der Arbeit eingesetzten Gusswerkstoffe wie auch die zur Anwendung kommenden Fertigungsverfahren und Prozesse sollen derart ausgewählt sein, dass die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf reale Fertigungsabläufe in einem hohen Maß gegeben ist.

Dazu wurde im Rahmen dieser Arbeit zunächst eine neue Probengeometrie entwickelt, die sich dadurch auszeichnet, dass mit einem Gießzyklus Proben hergestellt werden, an denen sowohl mechanische wie auch gießtechnologische Eigenschaften der vergossenen Legierungen reproduzierbar bestimmt werden können.

Der zeitliche Verlauf der Formfüllung dieser Probenform mittels des Schwerkraft-Gießverfahrens in steigender und fallender Gießweise wurde für verschiedene Aluminium-Gusslegierungen mit Hilfe der Simulationssoftware "Experto ViewCast" der Firma RWP GmbH, Roetgen simuliert.

Abschließend wurden die gewonnenen Erkenntnisse an einem realen Gussteil überprüft.

Alle Untersuchungen wurden mit genormten Aluminium-Kupfer- und Aluminium-Silizium-Gusswerkstoffen durchgeführt, die einerseits über eine breite Anwendung in der Gießereiindustrie verfügen, sich andererseits aber auf Grund der verschiedenartigen Erstarrungsmorphologie z. B. in ihren Gießeigenschaften wesentlich unterscheiden.

Der experimentelle Teil der Untersuchungen erfolgte im Gießereilabor der Fachhochschule Südwestfalen, Standort Meschede, unter Anwendung von Fertigungseinrichtungen und Fertigungsprozessen, die dem aktuellen Stand der industriellen Technik entsprechen.

Ziel dieser Arbeit ist es, aus den neu gewonnenen Erkenntnissen heraus konkrete Handlungsempfehlungen zur gezielten Beeinflussung der gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Sandgusskomponenten abzuleiten und deren Einflussnahme zu beschreiben.

2 Grundlagen und Stand der Technik

2.1 Der Gusswerkstoff Aluminium

Die Aufgabenstellung der vorliegenden Arbeit sieht die Anwendung genormter Aluminium-Gusslegierungen vor, die für technisch anspruchsvolle und mechanisch hoch beanspruchte Gusskomponenten in der industriellen Serienfertigung Einsatz finden. Deshalb werden im Folgenden für das Thema relevante werkstofftechnologische Grundlagen des Aluminiums und der Aluminiumlegierungen näher ausgeführt.

2.1.1 Neigung zur Oxidation und Wasserstoffaufnahme

Das geringe spezifische Gewicht des Aluminiums und seiner Legierungen ($\rho \sim 2,6 - 2,8 \text{ g/cm}^3$) und die hohe Wärmeleitfähigkeit macht diese Werkstoffgruppe, in Verbindung mit der Möglichkeit, durch Zulegieren verschiedener Elemente gute mechanische und dynamische Festigkeitseigenschaften einstellen zu können, zu einem wichtigen Werkstoff für zahlreiche technische Anwendungsgebiete und im Rahmen des Stoffleichtbaus zu einem bevorzugten Werkstoff bei der Substitution von Eisenwerkstoffen. Um diese guten Merkmale auch bei der Verarbeitung des Werkstoffes mit dem Urformverfahren "Gießen" zu erzielen, ist die Kenntnis und Beachtung einiger besonderer Eigenschaften des Aluminiums von Bedeutung.

Aluminium und seine Legierungen sind im schmelzflüssigen Zustand sehr empfindlich hinsichtlich der Reaktion mit Sauerstoff. Die Reaktion mit dem Luftsauerstoff führt bei reinem Aluminium zur Bildung einer sehr dünnen, jedoch dichten und bis zu einer Temperatur von ca. 780°C stabilen Oxidhaut, die die Schmelze vor weiterer Reaktion weitgehend schützt, solange sie nicht z. B. mechanisch zerstört wird. Deshalb können Aluminium(-legierungen) üblicherweise unter normalen atmosphärischen Bedingungen erschmolzen werden. Jedoch diffundieren insbesondere oberflächenaktive Legierungs- und Begleitelemente (z. B. Ca, Mg, Na, Sr) in diese Oxidhaut, schwächen sie und erhöhen damit die Wachstumsgeschwindigkeit der Oxidhaut. Die Oxidhaut wird dicker und anfällig für Zerfall. Als Oxide bilden sich Korund (Al_2O_3) und Spinell ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), der wiederum FeO , MnO und Cr_2O_3 aufnehmen kann. Oxide können zu verminderten mechanischen Eigenschaften in Gussprodukten führen. Darüber hinaus verschlechtern sie das Fließvermögen der Schmelzen [6; S. 385].

Flüssiges Aluminium und seine Legierungen verfügen über eine hohe Affinität zu Wasserstoff. Die Wasserstofflöslichkeit von reinem Aluminium beträgt im festen Zustand am Schmelzpunkt ca. $0,05\text{cm}^3/100\text{g}$, sie nimmt beim Übergang in den flüssigen Zustand sprunghaft auf ca. $0,43\text{cm}^3/100\text{g}$ zu. Dieser Zusammenhang wird grafisch in **Abbildung 2.1** dargestellt.

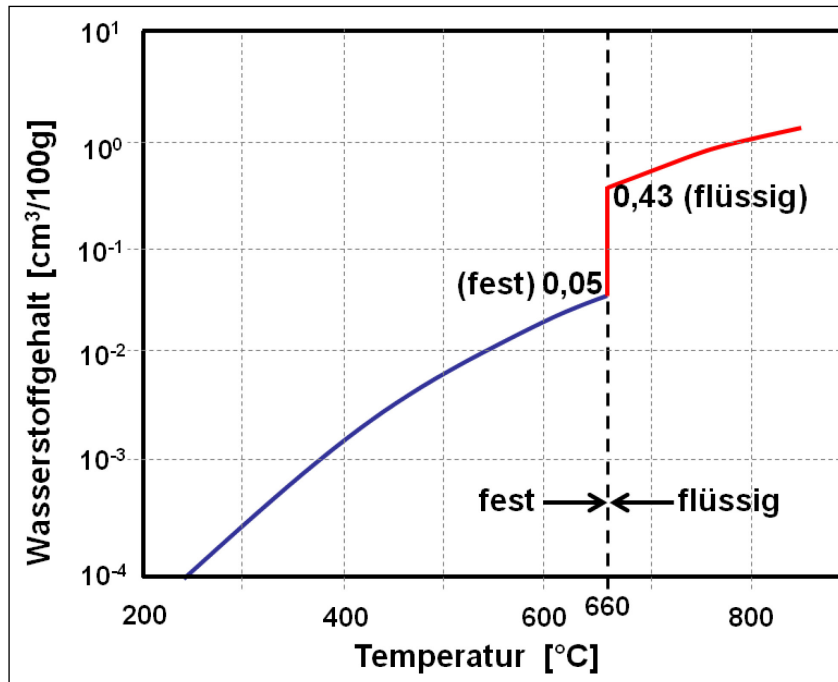


Abbildung 2.1, Temperaturabhängigkeit der Wasserstofflöslichkeit von Rein-Aluminium, nach [6; S. 248]

Aluminiumschmelzen nehmen den Wasserstoff durch Reduzierung von Wasserdampf z. B. über die Schmelzbadoberfläche aus der Umgebungsluft (Atmosphäre), dem Einsatzgut oder der Tiegelauskleidung auf. Hierbei gilt folgende Reaktionsgleichung:



Mit steigender Temperatur und zunehmender Verweildauer der Schmelze in der wasserstoffabgebenden Umgebung nimmt der Wasserstoffgehalt in der Schmelze bis zur Sättigung zu. Hat eine Schmelze mehr als $0,05\text{cm}^3/100\text{g}$ Wasserstoff in sich gelöst, so muss der darüber hinaus gehende Wasserstoffgehalt bei der Erstarrung wieder ausgeschieden werden. Da der Wasserstoff in der Schmelze in atomarer Form gelöst ist, muss er sich bei der Erstarrung wieder zum Molekül rekombinieren. Es bilden sich molekulare Wasserstoffblasen, die von der Erstarrungsfront der Schmelze erfasst und im erstarrten Gefüge eingeschlossen werden können. Derartig im Gusskörper

hervorgerufene Porosität mindert die mechanischen Eigenschaften und kann zur Undichtheit der Gusskörper führen [6; S. 248].

2.1.2 Einfluss der Legierungselemente Silizium und Kupfer

Die Hauptlegierungselemente für Aluminium-Gusslegierungen sind Silizium (Si), Magnesium (Mg), Zink (Zn) und Kupfer (Cu). Für Sonderanwendungen werden in geringeren Mengen Nickel (Ni) und Titan (Ti) zulegiert [7; S. 131]. Der Aufgabenstellung dieser Arbeit folgend, konzentrieren sich die folgenden Ausführungen auf den Einfluss der Legierungselemente Silizium und Kupfer.

Silizium ist für Aluminium-Gusslegierungen das wichtigste Legierungselement. Die beiden Elemente bilden ein einfaches eutektisches System mit beschränkter Löslichkeit im festen Zustand, dessen Eutektikum bei einer Schmelztemperatur $T_m = 577^\circ\text{C}$ und einem Si-Gehalt von 12,5% liegt.

In der Regel weisen Gusslegierungen Si-Gehalte zwischen 5% und 20% auf, wobei vielfach naheeutektische Zusammensetzungen Verwendung finden. Die Legierungen verfügen in diesem Intervall auf Grund des AlSi-Eutektikums über sehr gute Gießeigenschaften [7; S. 145].

Abbildung 2.2 zeigt den für Gusslegierungen interessierenden Ausschnitt aus dem binären Zustandsdiagramm Aluminium - Silizium.

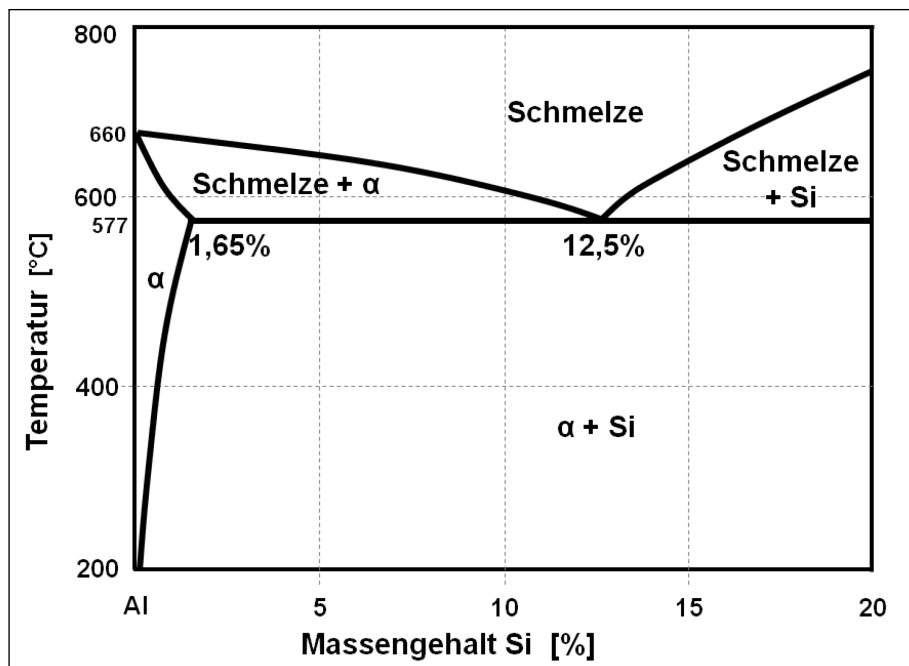


Abbildung 2.2, Ausschnitt aus dem binären Zustandsdiagramm Aluminium - Silizium, nach [7; S. 100]

Bei (nah-)eutektischen AlSi-Gusslegierungen sollte die Ausbildung des eutektischen Siliziums feingliedrig verrundet und gleichmäßig verteilt vorliegen. Diese "Veredelung" genannte Gefügebeeinflussung (siehe auch Kap. 2.1.3.4) wird durch geringe Zusätze von Natrium (Na), Strontium (Sr) oder Antimon (Sb) erzielt. Eine „Entartung“ des Eutektikums durch Bildung grober eutektischer Si-Kristalle wird damit auch bei langsamer Erstarrung, z. B. im Sandguss vermieden [6; S. 269].

Übereutektische AlSi-Legierungen neigen zur Bildung grober primärer Si-Kristalle. In Sonderfällen, z. B. zur Herstellung von Kolben in Verbrennungsmotoren, können Legierungen mit einem Siliziumgehalt von bis zu 25% eingesetzt werden. Die bei der Erstarrung dieser Legierungen entstehenden primären Si-Kristalle erhöhen die Verschleißfestigkeit und reduzieren die Wärmeausdehnung der Gussstücke. Das Wachstum dieser Kristalle kann durch Zugabe geringer Phosphorgehalte gezielt beeinflusst werden (Feinung). Übereutektische AlSi-Legierungen können jedoch nicht veredelt werden [7; S. 145-146].

Eisen (Fe) findet sich in AlSi-Legierungen als Begleitelement. Die sich bei höheren Eisengehalten ($> 1\%$) bildende intermetallische Phase Al_9FeSi_2 führt auf Grund ihrer nadeligen oder plattenförmigen Ausbildung zu einer Verschlechterung der Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Gusskomponenten. Deshalb wird die zulässige Beimengung für

Legierungen, die anspruchsvolle mechanische Eigenschaften erzielen sollen, auf Gehalte von $< 0,2\%$ eingeschränkt. Im Druckgießverfahren zum Einsatz kommende AlSi-Legierungen enthalten dagegen bis zu ca. $1,3\%$ Eisen, da es die Klebneigung gegenüber den dort üblichen Formwerkstoffen herabsetzt und die hohe Erstarrungsgeschwindigkeit die Ausbildung der intermetallischen Phase unterdrückt [6; S. 271] [7; S. 145].

Titan (Ti) bzw. Bor (B), einzeln oder in Kombination, bewirken bereits in geringen Zugaben bei (unter-)eutektischer AlSi-Gusslegierungen eine Kornfeinung des primären Al-Mischkristalls (siehe auch Kapitel 2.1.3.3) [6; S. 396].

Das Legieren von AlSi-Legierungen mit bereits sehr geringen Mengen an Magnesium (zwischen ca. $0,2\%$ und $0,6\%$) führt zu kalt- und warmushärtbaren Gusslegierungen vom Typ AlSiMg. Anwendung findet dies bei AlSi-Legierungen mit einem Si-Gehalt von ca. 5% bis 10% . Magnesium führt in Anwesenheit des Siliziums zur Bildung der Phase Mg_2Si , die die Aushärtung dieser Legierungen ermöglicht. Gegenüber den binären AlSi-Legierungen weisen AlSiMg-Gusslegierungen deutlich verbesserte Festigkeitseigenschaften auf. Die Härte und Zugfestigkeit steigt an, jedoch nimmt die Duktilität dieser Werkstoffe ab. Die Abhängigkeit dieser Zusammenhänge vom Magnesiumgehalt wird in **Abbildung 2.3** am Beispiel einer EN AC- $AlSi10Mg$, Sandguss, warmausgehärtet dargestellt.

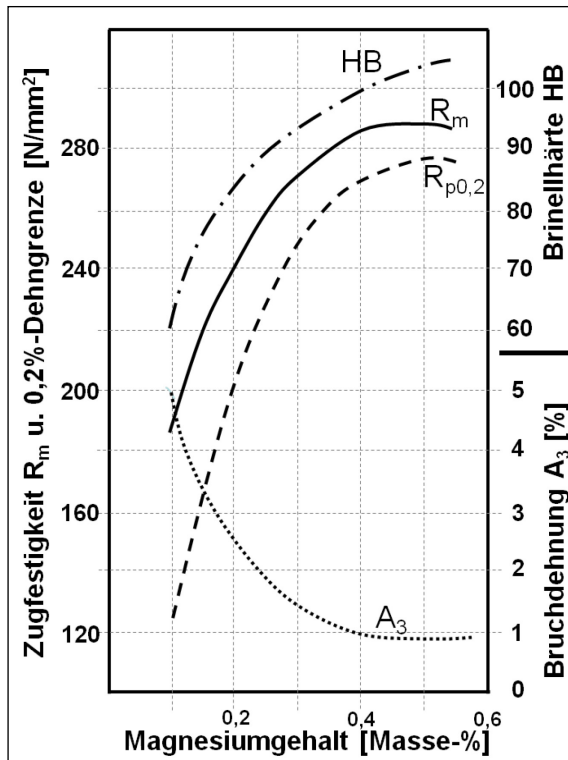


Abbildung 2.3, Einfluss des Magnesiumgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften einer EN AC-ALSi10Mg, Sandguss, T6, nach [7; S. 145]

Die Gießeigenschaften verschlechtern sich durch das Magnesium nur geringfügig, sodass diese Legierungen in allen gängigen Gießverfahren gut beherrschbar sind. Die mechanische Bearbeitbarkeit der Gussteile verbessert sich [6; S. 270] [7; S. 145].

Kupfer tritt in AlSi-Gusslegierungen als Begleitelement auf. Zu berücksichtigen ist, dass dieses Element bereits ab einem Gehalt von ca. 0,05% die chemische Beständigkeit des Werkstoffes herabsetzt. Cu-Gehalte von ca. 1% führen zu einem Anstieg der Härte und der Festigkeitseigenschaften bei gleichzeitig geringerer plastischer Verformbarkeit. Weiterhin bildet Kupfer als Legierungselement von untereutektischen AlSi-Gusslegierungen (Si-Gehalte ca. 4% - 10%) in Gehalten von 3% bis 5% die Legierungsgruppe AlSiCu. Diese Legierungsgruppe findet für technische Anwendungen großen Zuspruch, da sie als kostengünstiges Sekundärmetall zum Einsatz kommt. Durch Zugabe von geringen Gehalten an Magnesium (bis 0,6%) zu AlSiCu-Gusslegierungen wird ein erheblicher Festigkeitsanstieg sowohl durch Kaltaushärtung wie auch durch Warmaushärtung möglich [6; S. 270] [7; S. 149-159].

Darüber hinaus findet Kupfer auch Anwendung als Hauptlegierungselement in Gusslegierungen vom Typ AlCu. Das Zustandsschaubild Aluminium - Kupfer weist ein

Eutektikum bei einem Cu-Gehalt von 33,2 % auf. Wie in **Abbildung 2.4** dargestellt, beträgt die maximale Cu-Löslichkeit des Al-Mischkristalls 5,7%.

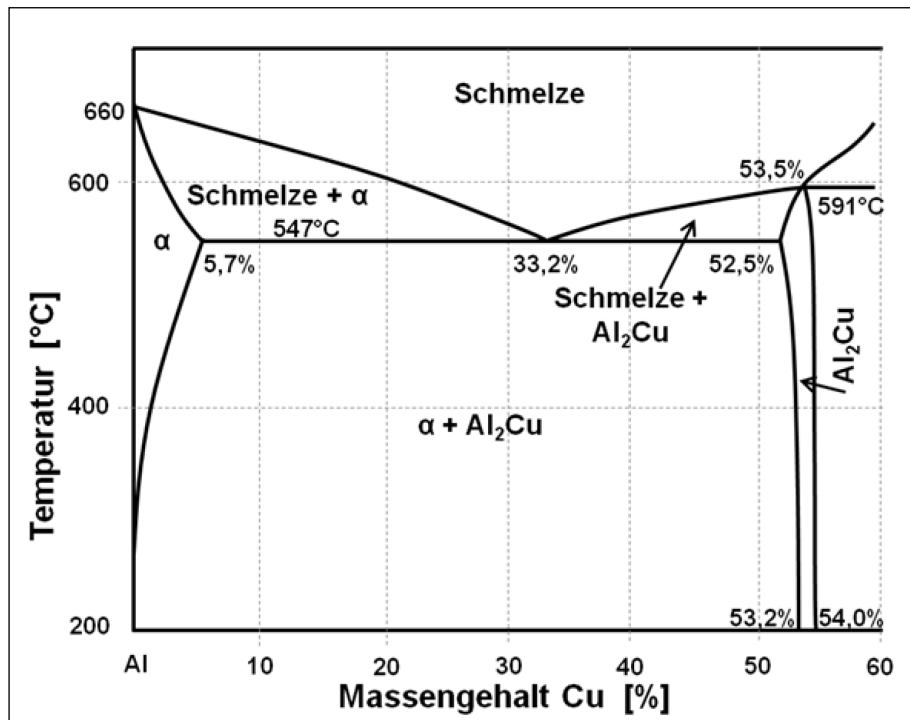


Abbildung 2.4, Ausschnitt aus dem binären Zustandsdiagramm Aluminium - Kupfer, nach [7; S. 102]

Die Löslichkeit des Kupfers im Al-Mischkristall verringert sich mit sinkender Temperatur rasch. Über der Löslichkeit liegende Cu-Gehalte werden bei der Abkühlung als Al_2Cu ausgeschieden, in Kombination mit weiteren Legierungselementen (z. B. Mg) auch als intermetallische Verbindungen mehrerer Komponenten. Die temperaturabhängige Löslichkeit des Kupfers und die Bildung intermetallischer Phasen sind Grundlage für die Aushärtbarkeit dieser Gusslegierungen.

Gusslegierungen der Werkstoffgruppe Aluminium-Kupfer beinhalten Cu-Gehalte in einer Größenordnung von ca. 4% - 5%. Bei der Anwendung von Legierungen dieser Werkstoffgruppe für technische Bauteile ist die starke Korrosionsneigung zu berücksichtigen. Die Legierungen verfügen über ausgezeichnete Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften, die durch Warm- und Kaltaushärtung gezielt eingestellt werden können. Voraussetzung dazu ist ein feinkörniges und dichtes Gussgefüge, das jedoch auf Grund der schlechten Gießeigenschaften schwer einzustellen ist. Das breite Erstarrungsintervall, wie auch die je nach Erstarrungsgeschwindigkeit und Kornfeinungszustand von exogen rauhwandig bis endogen breiartig ausfallende

Erstarrungsmorphologie dieser Legierungen verursachen ein schlechtes Fließvermögen, eine starke Neigung zur Bildung von Warmrissen und vermehrt Mikroporosität. Verbesserung bringt eine Kornfeinung der Schmelze mit Titan in Gehalten von ca. 0,1% - 0,3% [6; S. 275].

2.1.3 Schmelzebehandlung

Unter dem Begriff "Schmelzebehandlung" werden physikalische und chemische Maßnahmen zusammengefasst, die zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes, zur Entfernung von Verunreinigungen, wie z. B. Oxiden und zur Beeinflussung des Erstarrungsverhaltens einer Schmelze dienen. Ziel einer Schmelzebehandlung ist es, "eine gießfertige Schmelze bereitzustellen, die hohe gütetechnische Anforderungen erfüllt" [3; S. 1072].

2.1.3.1 Reduzierung des Wasserstoffgehaltes - Entgasung

Zur Reduzierung des Wasserstoffgehaltes von Aluminiumschmelzen können folgende Verfahren angewendet werden:

- Abstehen der Schmelze
- Vakuumentgasung
- Spülgasbehandlung.

Die Wirkung einer Abstehtbehandlung beruht auf dem diffusionsabhängigen Partialdruckausgleich zwischen dem Wasserstoffgehalt der Umgebungsluft und der Schmelze. Zusätzlich ist durch ggf. entstehende Temperaturverluste der Schmelze eine Verringerung des Wasserstoffgehaltes erkennbar, da dessen Löslichkeit in Aluminiumschmelzen mit sinkender Temperatur abnimmt [6; S. 393].

Eine weitere Technologie zur Entfernung von Wasserstoff aus Aluminiumschmelzen stellt die Vakuumentgasung dar. Das Verfahrensprinzip basiert auf der deutlichen Absenkung des Druckes der das Behandlungsgefäß umgebenden bzw. oberhalb der Schmelzbadoberfläche herrschenden Atmosphäre mittels einer Vakuumpumpe. Angestrebt wird ein Restdruck von ca. 0,5 mbar $> p < 50$ mbar. Durch diesen Unterdruck wird der Wasserstoffpartialdruck an der Schmelzbadoberfläche so weit

verringert, dass der in der Schmelze gelöste Wasserstoff sehr schnell aus der Schmelze entweicht. Zu beachten ist, dass die Wirkung der Partialdruckdifferenz in tieferen Zonen des Schmelzbades wegen des dort herrschenden metallostatistischen Druckes abnimmt. Deshalb wird die Schmelze während der Behandlung umgewälzt, sodass nach und nach die gesamte Schmelzemenge mit der Badoberfläche in Verbindung kommt. Da sich an den aufsteigenden Gasblasen auch z. B. in der Schmelze fein verteilte Oxide anlagern, wirkt diese Art der Entgasung zusätzlich auch reinigend [3; S. 1281-1282] [6; S. 393-394].

Bei einer Spülgasbehandlung werden gegenüber der Aluminiumschmelze inerte Gase, wie z. B. Stickstoff oder Argon, oder reaktive Gase, wie z. B. Chlor (-mischgase) in die Schmelze eingeleitet. Die Rotorentgasung („Impellerbehandlung“) stellt dabei eine weit verbreitete Technik der Spülgasbehandlung zur Wasserstoffentfernung aus Aluminiumschmelzen dar. Durch einen an die Tiegelgröße angepassten Rotor wird inertes Behandlungsgas möglichst tief in den gefüllten Schmelztiegel eingeleitet. Der Rotor zerteilt durch Rotation das in der Schmelze austretende Gas und verteilt die aufsteigenden Gasblasen in möglichst fein verteilter Form über die gesamte Tiegelbreite. In den Gasblasen ist der Partialdruck für Wasserstoff gleich Null, sodass der in der Schmelze befindliche Wasserstoff in die Bläschen hinein diffundiert. Die entstehenden Gasblasen nehmen den im Aluminium gelösten Wasserstoff auf transportieren ihn an die Schmelzbadoberfläche [8; S. 48-55]. Bei der Anwendung reaktiver Spülgase sind sicherheits- und umwelttechnische Schutzvorkehrungen zur Erfassung und Reinigung der entstehenden Prozessabluft erforderlich.

2.1.3.2 Überprüfung der Wirksamkeit der Entgasungsbehandlung

Die Überprüfung der Wirksamkeit der Entgasung erfolgt durch direkte Messung des in der Aluminiumschmelze gelösten Wasserstoffgehaltes oder durch die Überprüfung des „Porositätsverhaltens“ der Schmelze. Dazu stehen aktuell zahlreiche Verfahren zur Verfügung [6; S. 388-389]. In der industriellen Praxis findet derzeit die "Unterdruck-Dichte-Prüfung" häufig Anwendung, auf deren Funktionsweise nachfolgend näher eingegangen wird.

Bei dieser Prüfmethode erstarrt eine Schmelzemenge von etwa 80g in einem geschlichteten Eisentiegel in einer Vakuumkammer bei einem Druck von ca. 80mbar. Parallel dazu erstarrt eine zweite Probe der gleichen Schmelze unter atmosphärischem Druck. Von beiden Proben wird die Dichte ρ nach dem archimedischen Prinzip bestimmt. Ergebnis dieser Prüfung ist der Dichteindex DI einer Aluminiumschmelze, dessen Wert als Indikator für die Möglichkeit des Auftretens von Wasserstoffporosität im Gusskörper zu sehen ist. Die Berechnung des Dichteindex DI erfolgt nach der Beziehung

$$\text{Dichteindex [\%]} \quad DI = \frac{(\rho_a - \rho_u)}{\rho_a} \times 100\% \quad (2.2)$$

mit

ρ_a = Dichte, erstarrt unter atmosphärischem Druck [g/cm³]

ρ_u = Dichte, erstarrt unter Unterdruck [g/cm³]

Der Dichteindex DI nimmt Werte im Bereich von $0\% \geq DI \gg 1\%$ ein. Je kleiner sich der Wert des Dichteindex DI errechnet, umso geringer ist die Neigung der Schmelze zur Bildung von Wasserstoffporosität im Gusskörper einzustufen.

Den Einfluss des Druckes auf das Gefüge der Dichteprobe einer mit Strontium veredelten Legierung vom Typ EN AC-ALSi7Mg0,3 macht **Abbildung 2.5** deutlich. Die unter atmosphärischem Druck erstarrte Probe A hat ein dichtes Gussgefüge und auch eine höhere Dichte ($\rho_a = 2,557\text{g/cm}^3$). Dagegen weist die unter einem Unterdruck von 80mbar erstarrte Probe B ein von Gasporosität durchsetztes Gefüge und eine geringere Dichte ($\rho_u = 2,137\text{g/cm}^3$) auf. Der Dichteindex DI beträgt in diesem Fall $DI \approx 16,4\%$, sodass die Neigung zur Bildung von Wasserstoffporosität in einem realen Gussteil als hoch einzustufen ist.

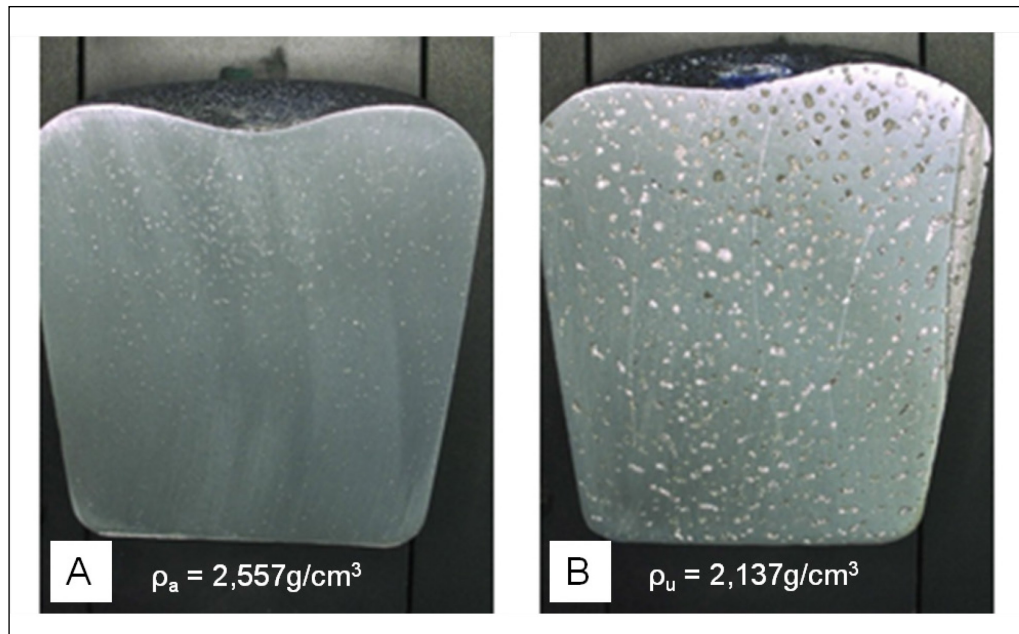


Abbildung 2.5, Proben einer Unterdruck-Dichte-Prüfung, Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3, Probe A erstarrt unter atmosphärischen Druck, Probe B erstarrt unter 80 mbar Unterdruck

2.1.3.3 Kornfeinung

Ziel der Kornfeinung von Aluminiumlegierungen ist es, durch Erhöhung der Keimzahl den Keimzustand der Schmelze während der Erstarrung so zu beeinflussen, dass ein feinkörniges globulitisches Gefüge entsteht. In **Abbildung 2.6** wird die Auswirkung einer Kornfeinungsbehandlung auf das Gefüge der Aluminium-Gusslegierung EN AC-ALSi7Mg0,3 durch den Vergleich einer nicht korngefeinten Probe (Teilbild A) mit einer korngefeinten Probe (Teilbild B) verdeutlicht.

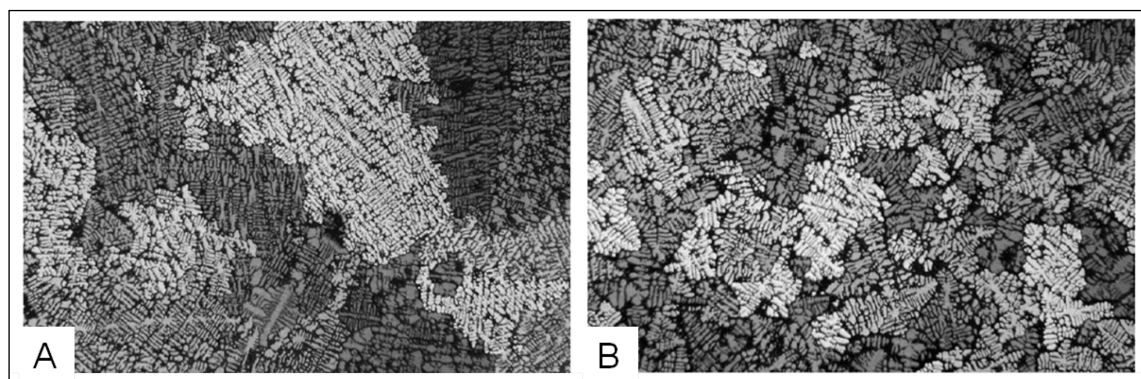


Abbildung 2.6, Gefügebildung einer Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3, A) ohne Kornfeinung; B) mit Kornfeinung

Aluminiumlegierungen, bei denen primär ein großer Anteil an α -Mischkristall ausgeschieden wird, werden überwiegend durch Zugabe von Titan und Bor, einzeln oder in Kombination gefeint. Das gilt u. a. für Aluminium-Silizium-Legierungen mit einem Siliziumgehalt von bis zu 7% sowie für Legierungen vom Typ AlCuTi.

Ohne Kornfeinung wächst der α -Mischkristall während der Erstarrung des Gussstückes von der Gussoberfläche in das Gussstückinnere hinein und behindert bzw. verschließt derart die Fließwege der zum Dichtspeisen des durch die Erstarrung entstehenden Volumendefizits notwendigen Restschmelze. Das durch die Kornfeinung hervorgerufene größere Keimangebot bewirkt, dass sich deutlich mehr, jedoch wesentlich kleinere Dendriten bilden. Bedingt durch das derart verbesserte Fließ- und Formfüllungsvermögen kann die Restschmelze eine bessere innere Speisung im Gussstück leisten und damit z. B. die Neigung zur Bildung von Warmrissen im Gussgefüge deutlich reduzieren. Dagegen übt eine alleinige Kornfeinung z. B. bei AlSi-Gusslegierungen keinen nennenswerten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften aus [9; S. 398-405].

2.1.3.4 Veredelung

Die Veredelung von nah- und untereutektischen AlSi-Legierungen dient dazu, das sich bildende Al-Si-Eutektikum gegenüber einer unbehandelten Ausführung so zu verändern, dass sich eine wesentlich feinere Ausbildung, d. h. erhöhte Anzahl an Si-Kristallen einstellt und diese gleichzeitig in einer abgerundeten Form vorliegen. Diese Beeinflussung wird zumeist durch die Zugabe von Natrium oder Strontium erzielt. **Abbildung 2.7** zeigt im Teilbild A die Gefügeausbildung einer nicht veredelten, im Teilbild B einer mit Strontium veredelten Aluminium-Gusslegierung vom Typ EN AC-AlSi7Mg0,3.

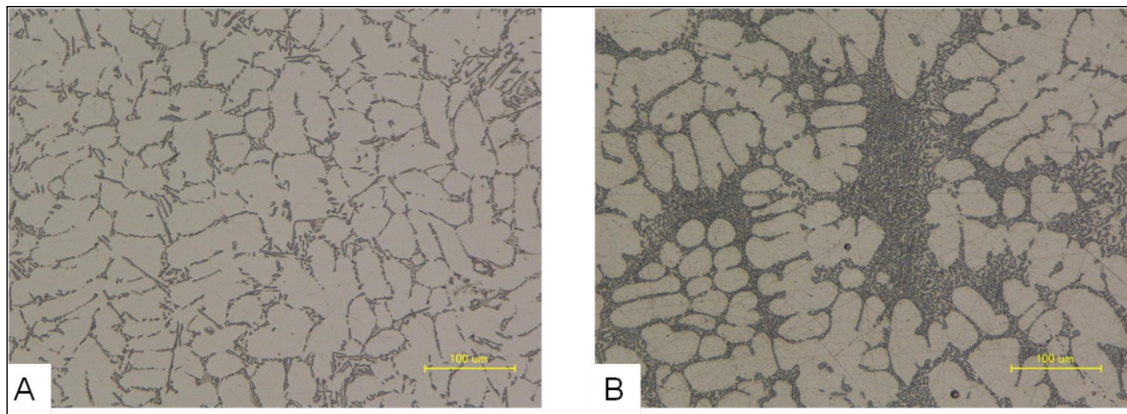


Abbildung 2.7, Gefügeausbildung einer Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3; A) nicht veredelt; B) veredelt

Die Veredelung verbessert insbesondere die Zähigkeitseigenschaften der Werkstoffe, die Zugfestigkeit wird erhöht, die Dehngrenze bleibt stabil, die Härte nimmt gegenüber unveredelten Legierungen leicht ab.

Die Neigung der Legierungen zur Bildung von Makrolunkern nimmt mit der Veredelung auf Grund der veränderten Erstarrungsmorphologie (breiartig → schalenbildend) zu. Da Natrium und Strontium die Wasserstoffaufnahme der Schmelze begünstigen, kann die damit bei der Erstarrung verbundene Bildung von Gasporen die Makrolunkerung zugunsten einer stärker ausgeprägten Innenporosität verringern. Weiterhin vermindert Natrium das Fließvermögen der Schmelze.

Die für die Erreichung der gewünschten Gefügeausbildung erforderlichen Na- bzw. Sr-Gehalte sind abhängig vom Siliziumgehalt der Legierung und dem Gehalt verschiedener Begleitelemente (z. B. Mg, Ca, P, Sb). Als Anhaltswert sei für die Na-Veredelung ein Gehalt von 30ppm - 100ppm, für die Sr-Veredelung ein Gehalt von 120ppm - 200ppm genannt. Überhöhte Na-Gehalte (~ 150 - 200ppm) können zur sog. „Überveredelung“ führen. Diese ist gekennzeichnet durch eine Gefügestruktur, in der das Silizium sich wieder in gröberer und bänderartiger Form ausbildet, einher gehend mit einem Rückgang der Festigkeitseigenschaften und der Bruchdehnung [6; S.398 - 399].

Die Veredelung mit Strontium, auch Dauerveredelung genannt, hat gegenüber Natrium Vorteile durch den höheren Schmelz- und Verdampfungspunkt. Deshalb ist der Abbrand von Strontium geringer und die Schmelzen haben einen niedrigeren Oxidgehalt, die Schmelze nimmt während der Formfüllung weniger Gas und Oxide auf. In Formgießereien wird überwiegend mit AlSr-Vorlegierungen mit einem Gehalt von 3%, 5% oder 10 % Strontium veredelt.

Die Strontium-Veredelung hat nicht nur Eingang im Kokillenguss gefunden, sondern auch im Sand- und Druckguss. Beim Sandguss soll der Wassergehalt des Bentonit-gebundenen Formsandes nicht mehr als 3 % betragen, da Sr-veredelte Legierungen eine höhere Neigung zur Wasserstoffaufnahme aus dem Formstoff aufweisen.

Während die Zugabe von Strontium zu einer Langzeitveredelung führt, klingt die Wirkung einer Natriumveredelung nach etwa 30 Minuten erheblich und nach 2 Stunden gänzlich ab. Eine Nachveredelung wird dann notwendig [6; S.399].

Antimon (Sb) wird in der Literatur vielfach als Veredelungsmittel für Aluminium-Silizium-Gusslegierungen benannt [10; S. 9-18][11; S. 65-72]. Allerdings wirkt Sb in AlSi-Legierungen bereits ab Gehalten von ca. 30 ppm negativ, da es das gießtechnisch ungünstige lamellare Gussgefüge stabilisiert. Die Na- und Sr-Veredelung wird gestört, da Antimon dazu neigt, Natrium und Strontium in der Schmelze auszufällen. Selbst Magnesium wird in einer intermetallischen Phase mit Antimon ausgefällt und steht dann nicht mehr z. B. für die spätere Warmaushärtung des Werkstoffes zur Verfügung.

2.1.3.5 Überprüfung der Kornfeinung und Veredelung

Es entspricht dem Stand der Technik, die Überprüfung der Wirksamkeit einer Kornfeinungs - und/oder Veredelungsbehandlung von Aluminiumlegierungen mit Hilfe der thermischen Analyse oder mit einem metallografischen Verfahren durchzuführen [12; S. 68-76].

Bei der thermischen Analyse erstarrt eine kleine Menge der zu untersuchenden Schmelze bekannter Zusammensetzung in einem wärmeisolierten Tiegel. Der Temperaturverlauf der Schmelze $T = f(t)$ während der Erstarrung wird mit Hilfe eines Thermoelements gemessen, das im thermischen Zentrum der Probe positioniert ist. Der Temperaturverlauf dieser realen Schmelze wird verglichen mit dem Temperaturverlauf einer im Gleichgewichtszustand, d. h. unveredelt erstarrenden Schmelze der gleichen Legierung. Aus den Messergebnissen der Abkühlkurven können wesentliche Kennwerte zur Beurteilung des Kornfeinungs- und Veredelungszustandes einer Aluminiumschmelze abgeleitet werden. **Abbildung 2.8** zeigt den schematischen Verlauf derartiger Abkühlkurven und gibt einen Überblick über die Nomenklatur wichtiger Kennwerte einer thermischen Analyse.

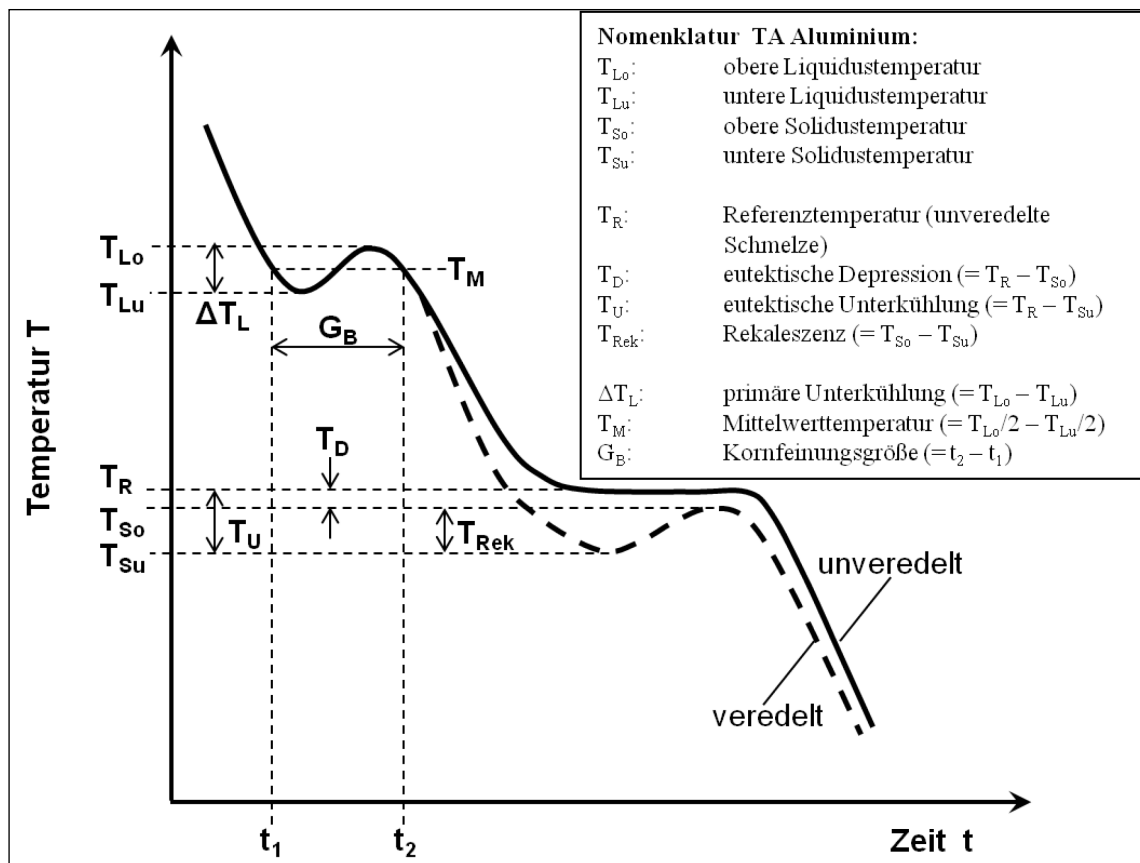


Abbildung 2.8, schematische Darstellung der Abkühlkurve und Nomenklatur der thermischen Analyse von Aluminium, nach [13; S. 125 - 134]

Auf Grund des hohen Angebotes an Fremdkeimen bewirkt die Kornfeinung einer Aluminiumlegierung gegenüber einer im Gleichgewichtszustand erstarrenden Schmelze gleicher Zusammensetzung eine Reduzierung der primären Unterkühlung ΔT_L der Schmelze bei Erreichen des Liquiduspunktes und der damit einhergehenden Ausscheidung primär erstarrender α -Mischkristalle. Bei einer sehr guten Kornfeinung kann der Wert der primären Unterkühlung $\Delta T_L = 0^\circ\text{K}$ erreicht werden.

Zur Kontrolle des Veredelungszustandes von Natrium behandelten Al-Si-Legierungen kann die Temperaturdifferenz zwischen der eutektischen Gleichgewichtstemperatur T_R , auch genannt Referenztemperatur der Schmelze und der gemessenen unteren eutektischen Solidustemperatur T_{Su} der veredelten Schmelze herangezogen werden. Diese Temperaturdifferenz wird auch als eutektische Unterkühlung T_U bezeichnet und erreicht bei optimaler Natrium-Veredelung Werte von 4°K bis 14°K . Darüber hinaus gehende Werte geben einen Hinweis auf eine mögliche Überveredelung. Da bei der Veredelung mit Strontium der Betrag der Rekaleszenz T_{Rek} nur bei 0°K bis 4°K liegt, ist eine Beurteilung des Veredelungszustandes an Hand dieser Werte oder auch der Werte

der eutektischen Unterkühlung T_U ungenau. Genauere Aussagen zum Veredelungszustand Strontium veredelter Aluminiumlegierungen sind durch eine Beurteilung des Betrages der Depression T_D möglich [13, S. 125-134].

Für die betriebliche Nutzung der thermischen Analyse sind Messsysteme verfügbar, die die Auswertung der Messergebnisse mittels spezieller Rechenprogramme vornehmen. Die Ergebnisse dieser Auswertungen werden dem Anwender in Form absoluter Zahlenwerte, z. B. unter den Begriffen "Kornfeinungsgrad" oder "Veredelungsgrad" und ggf. zusätzlich in tabellarischer und/oder grafischer Form aufbereitet zur Verfügung gestellt.

Zu berücksichtigen ist, dass die absoluten Ergebnisse der am Markt erhältlichen Messsysteme auf Grund unterschiedlicher mathematischer Modelle zur Auswertung der Abkühlungskurven voneinander abweichen können [12; S. 68-76][14; S. 18-25]. Deshalb ist ein Vergleich der absoluten Werte des Kornfeinungs- und Veredelungsgrades von Aluminium-Gusslegierungen nur bei Verwendung gleicher Messsysteme sinnvoll.

2.1.4 Gießeigenschaften

Unter dem Begriff „Gießeigenschaften“ werden legierungsspezifische Eigenschaften von Gusslegierungen zusammengefasst, wie das Fließvermögen, das Formfüllungsvermögen, das Warmrissverhalten, das Speisungsvermögen und das Lunkerverhalten. Diese Eigenschaften sind in erheblichem Maße von der Erstarrungsmorphologie des Werkstoffes abhängig und beeinflussen die Güte der aus diesem Werkstoff hergestellten Gusserzeugnisse in entscheidender Weise [15; S. 15-24].

Das Fließvermögen beschreibt die Fähigkeit einer metallischen Schmelze, bis zu ihrer Erstarrung einen Formhohlraum möglichst vollständig ausfüllen zu können. Ein geringes Fließvermögen einer metallischen Schmelze kann beim Gießprozess dazu führen, dass dünnwandige Konturen des Gussteils nicht oder nur unvollständig gefüllt werden.

Nach M. Kölling, J. Straub und U. Grigull handelt es sich beim Fließvermögen um „eine Gießeigenschaft, die nicht nur von den Stoffwerten der Schmelze beeinflusst wird,

sondern auch von den thermischen Eigenschaften des Formmaterials sowie dem Kanalquerschnitt, der Gießtemperatur und dem Gießdruck“ [16, S. 30-37]. Unter dem Begriff "Stoffwerte der Schmelze" sind neben der chemischen Zusammensetzung auch die temperaturabhängigen Eigenschaften der Viskosität und der Oberflächenspannung der Schmelze zu verstehen.

Auf die Abhängigkeit des Fließvermögens von der Legierungszusammensetzung und insbesondere dem daraus resultierenden Erstarrungsintervall wird in [17] hingewiesen. Demnach liegt das Maximum des Fließvermögens bei reinen Metallen bzw. der eutektischen Zusammensetzung einer Legierung vor. Das Fließvermögen sinkt wiederum mit zunehmender Höhe des Erstarrungsintervalls. **Abbildung 2.9** stellt den Zusammenhang der Abhängigkeit des Fließvermögens einer Schmelze von der Zusammensetzung grafisch dar.

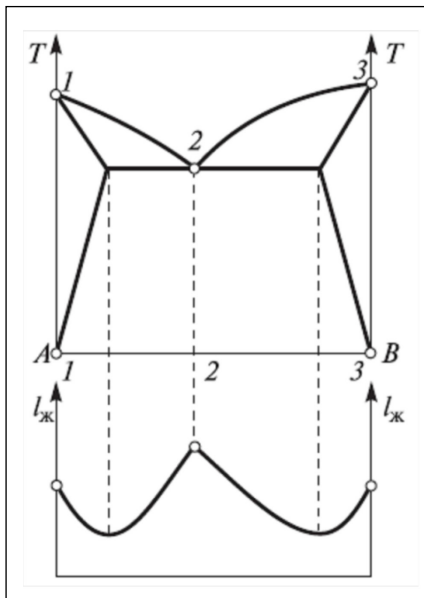


Abbildung 2.9, Fließvermögen einer Schmelze in Abhängigkeit von der Legierungszusammensetzung, schematische Darstellung, [17; S. 26]

Während zur Überprüfung dieser Eigenschaft in [18; S. 521-529] eine Fließserpentine Anwendung findet, ist nach [19; S. 745-748] das Eingießen einer zu untersuchenden metallischen Schmelze in eine Gießspirale gebräuchlich. In beiden Fällen wird die Länge, bis zu der das Metall in den Formhohlraum ausfließt, als Maß für das Fließvermögen ermittelt.

Unter dem „Formfüllungsvermögen“ einer metallischen Schmelze versteht man deren Fähigkeit, auch dünne Formquerschnitte vollständig auszufüllen und scharfe

Formkanten maßgetreu abzubilden [19; S. 745-748]. Mit dieser Eigenschaft ist somit die Eignung einer Schmelze verbunden, einen Formhohlraum konturgetreu und fehlerfrei abbilden zu können.

Abhängig ist das Formfüllungsvermögen einer metallischen Schmelze im Wesentlichen von deren Oberflächenspannung und dem bei der Formfüllung herrschenden Gießdruck [16; S. 30-37]. Weitere Einflussgrößen auf das Formfüllungsvermögen stellen die chemische Zusammensetzung und die Gießtemperatur der zu vergießenden Schmelze dar [17, S.28].

Abbildung 2.10 stellt die Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Legierungszusammensetzung am Beispiel des binären Legierungssystems Aluminium - Silizium dar.

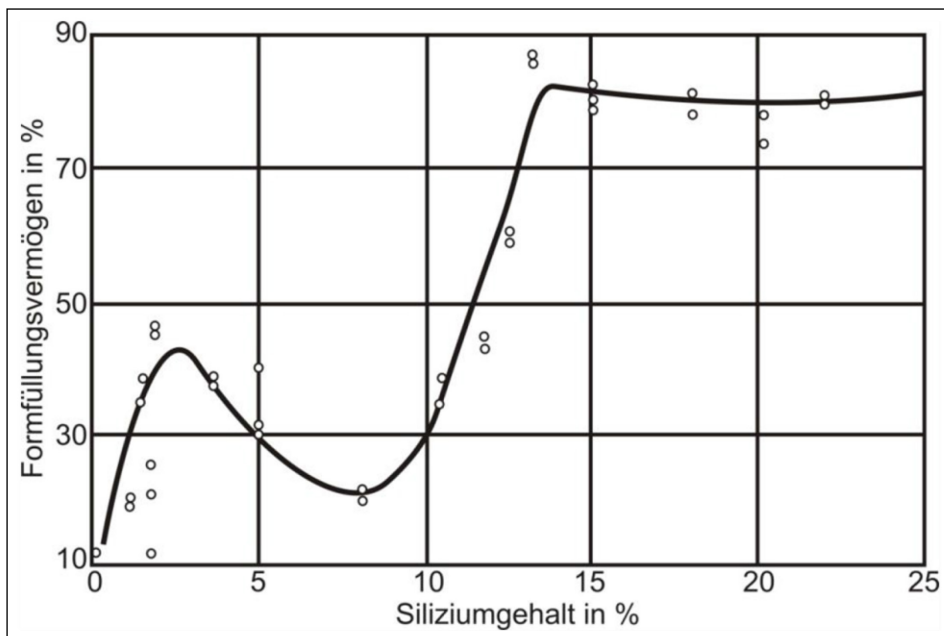


Abbildung 2.10, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Legierungszusammensetzung am Beispiel des Systems Aluminium - Silizium, [17; S. 28]

Das Formfüllungsvermögen binärer Aluminium-Silizium-Legierungen weist bei einem Siliziumgehalt von ca. 8% ein lokales Minimum auf. Verschiedene Aluminium-Silizium-Gusslegierungen untereutektischer Zusammensetzung liegen demnach im Bereich eines sehr eingeschränkten Formfüllungsvermögens. Das maximale Formfüllungsvermögen wird in der Nähe der eutektischen Zusammensetzung der Legierung bei einem Si-Gehalt von ca. 12% erreicht.

Die Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der metallostatistischen Höhe h_m sowie von der Gießtemperatur T_G zeigt **Abbildung 2.11**.

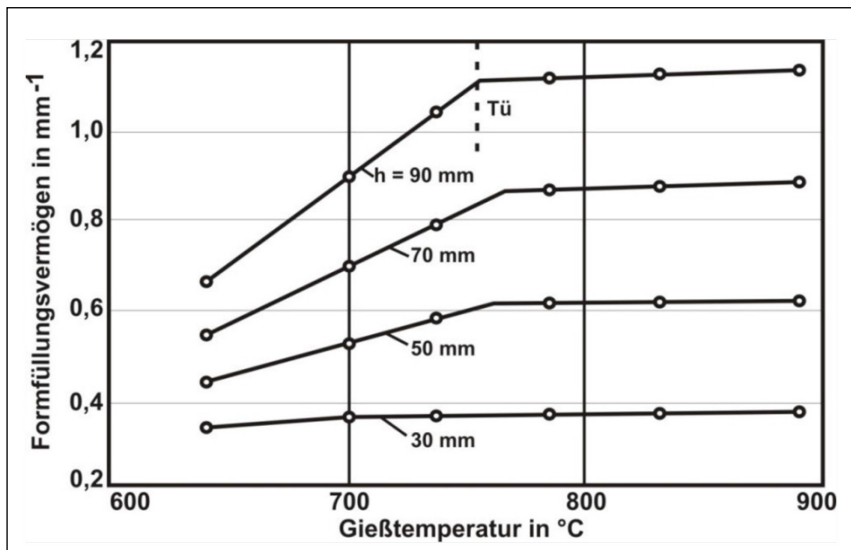


Abbildung 2.11, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens von der Gießtemperatur T_G und der metallostatistischen Druckhöhe h_m , [17; S. 29]

Das Formfüllungsvermögen nimmt mit steigender metallostatistischer Höhe zu. Die Steigerung der Gießtemperatur führt bis zum Erreichen einer in Abbildung 2.11 mit der Bezeichnung T_U gekennzeichneten Übergangstemperatur zu einem Maximum des Formfüllungsvermögens. Eine weitere Erhöhung der Gießtemperatur nimmt keinen weiteren Einfluss auf diese Gießeigenschaft.

Zur Überprüfung des Formfüllungsvermögens finden unterschiedliche Versuchsanordnungen Verwendung. In [20; S. 50-54] wird als Maß für das Formfüllungsvermögen die „nicht ausgefüllte Fläche einer Kugelprobe“ herangezogen. Seit vielen Jahren bekannt ist die Bolzenprobe nach R. Ellerbrok zur Beurteilung des Formfüllungsvermögens [21].

Warmrisse entstehen, wenn ein schmelzflüssiger Bereich während der Erstarrung durch die dabei auftretende Kontraktion erhöhten Zugspannungen ausgesetzt wird. Die daraus resultierenden Dehnungen führen, wenn keine ausreichende Nachspeisung gegeben ist, zum Aufreißen der Restschmelzebereiche zwischen den primär erstarrten Kristalliten. So ist eine rauhwandig erstarrende Legierung grundsätzlich anfälliger für die Bildung von Warmrissen als ein glattwandig erstarrender Werkstoff [19; S. 745-748].

Vermieden werden kann die Bildung von Warmrissen durch ausreichende Nachspeisung gefährdeter Bereiche und Beeinflussung der Erstarrungsmorphologie durch metallurgische Behandlung der Schmelze. Weiterhin kann die Warmrissneigung durch geometrische Anpassung des Bauteils sowie durch geeignete Erstarrungslenkung beeinflusst werden.

Untersuchungen zur Warmrissneigung finden an Proben statt, deren Geometrie und Abmessungen so ausgelegt sind, dass sich während der Erstarrung einerseits thermische Zentren bilden und andererseits eine Behinderung der Schwindung zu erhöhten Zugspannungen in den Proben führt. Beschrieben wird die Warmrissneigung z. B. durch die Anzahl und Abmessungen der bei der Erstarrung entstandenen Risse [6; S. 247].

B. Tonn und H. Zak informieren in [22; S. 100 - 101] über Untersuchungen zur Reduzierung der Warmrissneigung unter anderem der hochfesten Legierung EN AC-AlCu4Ti durch Optimierung der chemischen Zusammensetzung dieser Legierung. In Verbindung mit einer geeigneten Kornfeinung konnte die in einer auf 300°C vorgewärmten Sternkokille ermittelte Warmrisszahl einer derart modifizierten Legierung im Vergleich zu einer herkömmlichen Legierung EN AC-AlCu4Ti von durchschnittlich ca. 2,3 - 3,7 auf eine Warmrisszahl von ca. 0,5 reduziert werden.

Das Speisungsvermögen beschreibt die Fähigkeit einer metallischen Schmelze, das während der Erstarrung durch Kontraktion entstehende Volumendefizit durch innere Schmelze-Transportvorgänge auszugleichen. Bestimmt wird diese Eigenschaft, ebenso wie das Lunkerverhalten, von der Erstarrungsmorphologie und somit von der Zusammensetzung der Legierung. Durch metallurgische Behandlung der Schmelze, z. B. durch Kornfeinung, wie auch durch erstarrungslenkende Maßnahmen, wie beispielsweise partielle Temperierung der Form können diese Eigenschaften gezielt beeinflusst werden. Gemessen wird das Speisungsvermögen einer Legierung z. B. durch Ausfließversuche, bei denen die aus einem Speiser ausfließende Metallmenge nach verschiedenen Erstarrungszeiten ermittelt wird [19; S. 745-748].

In der vorliegenden Arbeit wird der Schwerpunkt der Untersuchungen bezüglich der Gießeigenschaften der untersuchten Legierungen auf das Fließvermögen, Formfüllungsvermögen und Warmrissverhalten gelegt.

Weder für die Geometrie der verwendeten Proben, noch für den Versuchsaufbau zur Durchführung von Untersuchungen der genannten Gießeigenschaften liegen Normen vor. Im Rahmen dieser Arbeit soll eine geeignete Ausführung der Probengeometrie sicher stellen, dass qualifizierte Aussagen über die Beeinflussung der Gießeigenschaften durch die Art der Formfüllung zu treffen sind.

2.1.5 Wärmebehandlung / Mechanische Eigenschaften

Wie in Kapitel 2.1.2 ausgeführt, werden die angestrebten mechanischen Eigenschaften von aushärtbaren Gusslegierungen der Gruppen AlSiMg und AlCu durch eine sich dem Gießprozess anschließende Wärmebehandlung eingestellt.

Die wichtigste Form der Wärmebehandlung, die Aushärtung, setzt im Werkstoff das Vorhandensein mindestens eines Legierungsbestandteils voraus, dessen Löslichkeit im Mischkristall mit sinkender Temperatur abnimmt. Diese Voraussetzung ist bei den genannten Werkstoffgruppen gegeben. Die Aushärtung verläuft in drei Prozessschritten. Es handelt sich um das Lösungsglühen, das Abschrecken und die sich daran anschließende Auslagerung.

Durch das Lösungsglühen bei hoher Temperatur im Gebiet des homogenen Mischkristalls werden die aushärtenden Bestandteile der Legierung in größerer Menge in Lösung gebracht, als es dem Gleichgewicht bei Raumtemperatur entspricht. Da deren Löslichkeit und Diffusionsgeschwindigkeit mit steigender Temperatur zunimmt, soll die Glühtemperatur so hoch wie möglich liegen, jedoch ca. 10 - 15°C unterhalb der Schmelztemperatur niedrig schmelzender Legierungsbestandteile. Die Dauer des Glühprozesses richtet sich nach den Wandstärken des Gusskörpers, dem Gießverfahren und der Glühtemperatur [6; S. 411-412] [7; S. 261].

Durch das schnelle Abschrecken der heißen Gussstücke von der Lösungsglühtemperatur auf eine Temperatur nahe der Raumtemperatur wird das Ausscheiden gelöster Fremdatome im Mischkristall verhindert, sodass dieser nach dem Abschrecken in übersättigter Form vorliegt. Das Abschrecken erfolgt durch rasches Eintauchen und Abkühlen des Glühgutes zumeist in einem Wasserbad. Die Zeit zwischen Entnahme der Glühcharge aus dem Glühofen und dem Abschrecken soll zur Vermeidung des Beginns von Diffusionsvorgängen möglichst kurz gehalten werden und ist abhängig von der

durchschnittlichen Wandstärke des Glühgutes [6; S. 412] [7; S. 261]. In besonderen Fällen wird ein Abschrecken im Luftstrom, ohne oder mit Wassersprühnebel oder in einem Polymerbad praktiziert [23; S. 62-67].

Die sich anschließende Warmauslagerung wird bei einer Temperatur von ca. 150°C – 180°C durchgeführt. Sie beseitigt den Zwangszustand der in übersättigter Lösung befindlichen Legierungselemente. Durch submikroskopische Ausscheidungsvorgänge erfolgt eine Härte- und Festigkeitssteigerung. Gleichzeitig nimmt die Dehnung stetig ab. Durch die Wahl der Auslagerungstemperatur und -zeit können diese Vorgänge gesteuert werden. Die Vorgänge laufen umso schneller ab, je höher die Auslagerungstemperatur ist. Bei zu hoher Auslagerungstemperatur wird das Festigkeitsmaximum nicht erreicht, während bei längerer Auslagerung das Maximum von Härte und Festigkeit überschritten wird.

Die Teilaushärtung ist eine zeitlich verkürzte oder bei tieferer Temperatur durchgeführte Form der Warmauslagerung. Ziel ist es, eine höhere Bruchdehnung bei nur geringfügig reduzierten Festigkeits- und Härtewerten zu erreichen. Diese Form der Wärmebehandlung findet beispielhaft bei Fahrwerkskomponenten der Legierungsgruppe AlSiMg Anwendung.

Gussstücke aus kalt aushärtbaren Legierungen werden nach dem Lösungsglühen und Abschrecken für einen Zeitraum von mehreren Tagen (ca. 8d - 28d) bei Raumtemperatur gelagert. Dadurch erfolgt eine Festigkeitssteigerung mit sehr guten Bruchdehnungswerten [6; S. 413-414] [7; S. 261].

Nach Abschluss der Wärmebehandlung werden wichtige mechanische Eigenschaften der Gussteile mit Hilfe des Zugversuches nach DIN EN ISO 6892-1:2009:12 "Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur" überprüft. Für technische Anwendungen sind dabei folgende Kennwerte von Bedeutung:

- 0,2%-Dehngrenze ($R_{p0,2}$)
- Zugfestigkeit (R_m)
- Bruchdehnung (A)

Geometrien und Abmessungen von Prüfkörpern werden für diese Prüfung in der DIN 50125 "Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben" beschrieben. Sie können

entweder aus einer geeigneten Zone eines Bauteils mittels mechanischer Bearbeitung entnommen oder in einer getrennt gegossenen Form erzeugt werden.

2.1.6 Entwicklungstendenzen von Aluminium-Gusslegierungen im Leichtbau

Aktuelle Leichtbau-Entwicklungstendenzen führen in verschiedenen Anwendungsfällen dazu, dass die Anforderungen an die werkstofflichen Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen so weit steigen, dass die Werkstoffkennwerte industriell bisher erfolgreich zur Anwendung kommender Legierungen überschritten werden. Den Ausführungen und Ergebnissen entsprechender Untersuchungen nach ist erkennbar, dass neben der Weiterentwicklung etablierter Legierungssysteme künftig der Qualifizierung gießtechnisch hoch anspruchsvoller, jedoch bezüglich ihrer mechanischen Eigenschaften sehr potentialreicher Aluminiumlegierungen ein größeres Interesse zukommen wird.

So konstatiert K. Greven, dass die Festigkeits- und Bruchdehnungswerte der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 für eine Substitution von Eisengusswerkstoffen im Fahrwerksbereich von Kraftfahrzeugen nicht in allen Fällen ausreichend sind. Es wird über die Herstellung von dickwandigen Fahrwerkskomponenten aus einer Silizium armen Legierung vom Typ AlSi3Mg mittels des Counter-Pressure-Casting-Verfahrens (CPC-Verfahren) berichtet, deren mechanische Eigenschaften durch das Zulegieren von Chrom nach einer T6-Wärmebehandlung die mechanischen Kennwerte der Vergleichslegierung EN AC- AlSi7Mg0,3 deutlich überschreiten [24; S.115 -128].

B. Tonn und H. Zak führen in ihrer zuvor bereits zitierten Arbeit aus, dass "die steigenden ökonomischen und ökologischen Anforderungen an moderne Verkehrsmittel zur Belastung der wichtigsten Motorenkomponenten, wie Zylinderkurbelgehäuse, Zylinderkopf und Kolben, die bis über die Grenzen der Werkstoffeigenschaften der etablierten Aluminiumgusslegierungen hinausgehen, führen". Es wird empfohlen, bei den bisher in der Gießereiindustrie auf Grund z. B. der schlechten Gießeigenschaften wenig zum Einsatz kommenden, jedoch durch sehr gute Warmfestigkeitseigenschaften gekennzeichneten AlMn -, AlCu - oder AlZnMnCu -Legierungen "durch Optimierung der chemischen Zusammensetzung und geschickte Kornfeinung die Warmrissneigung der

hoch- und höchstfesten Legierungen erheblich zu reduzieren" und diese Legierungen derart für die industrielle Serienfertigung zu qualifizieren [22; S. 100 - 101].

2.2 Verfahrenstechnische Grundlagen

Das Schwerkraft-Gießverfahren ist auf Grund seines einfachen mechanischen Aufwandes ein robustes und kostengünstiges Verfahren zur Formfüllung von verlorenen Formen und Dauerformen.

Jedoch gilt für dieses Verfahren und seine Verfahrensvarianten, dass mit zunehmender Bauhöhe der Form, die z. B. abhängig ist von der Größe des Gussteils, und der damit verbundenen Zunahme der Gießhöhe h_G der Schmelze die Gefahr der turbulenten Formfüllung, bis hin zum Abreißen des Gießstrahls, steigt, und damit das Auftreten spezifischer Gießfehler, wie z. B. oxidische Einschlüsse, Lufteinschlüsse und Oberflächenfehler gefördert wird. Die Gefahr des Auftretens derartiger Gießfehler ist auf Grund der werkstofflichen Eigenschaften insbesondere auch bei der Verarbeitung von Aluminium-Gusslegierungen gegeben.

Nach J. Campbell ist bei den meisten flüssigen Metallen und Metalllegierungen die Gefahr des Auftretens turbulenter Strömungen bei Überschreiten einer kritischen Geschwindigkeit v_{krit} von $0,3\text{ms}^{-1}$ bis $0,5\text{ms}^{-1}$ gegeben [25; S. 32]. Mit Überschreiten dieser Geschwindigkeit v_{krit} bilden sich an der Oberfläche des Schmelzestroms zunächst Wellen aus, die mit weiter steigender Geschwindigkeit beginnen zu brechen, um in einer letzten Stufe in einzelne Tropfen zu zerfallen. Schematisch dargestellt wird dieser Vorgang in **Abbildung 2.12**.

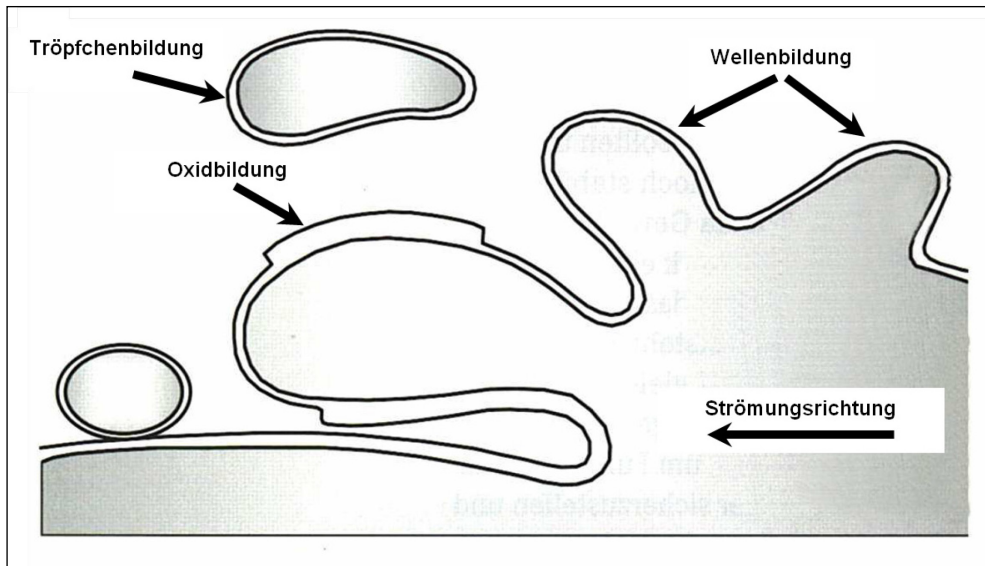


Abbildung 2.12, schematische Darstellung eines Schmelzestroms bei Überschreiten der kritischen Geschwindigkeit v_{krit} , [25; S. 17]

Eine Bestätigung der kritischen Geschwindigkeit v_{krit} von ca. $0,5\text{ms}^{-1}$ für das Auftreten von Turbulenzen an der Oberfläche von metallischen Schmelzen erfolgt durch S. B. Kim, K. D. Yeom und C. P. Hong, die mit Hilfe eines Simulationsprogrammes den Prozess der dynamischen Formfüllung untersuchten [26; S. 49-56].

Der Lehrsatz von Torricelli besagt, dass sich die Strömungsgeschwindigkeit v idealer Flüssigkeiten unter der Voraussetzung einer verlustfreien Strömung nach folgender Gleichung errechnet:

$$\text{Strömungsgeschwindigkeit } [\text{ms}^{-1}] \quad v = \sqrt{2 \times g \times h} \quad (2.3)$$

mit

g = Erdbeschleunigung $[\text{ms}^{-2}]$

h = Höhe $[\text{m}]$

Die Umformung der Gleichung (2.3) nach h ergibt

$$\text{Höhe } [\text{m}] \quad h = \frac{v^2}{2 \times g} \quad (2.4)$$

Durch Einsetzen von $v = v_{krit} = 0,5 \text{ ms}^{-1}$ und $g = 9,81 \text{ ms}^{-2}$ in (2.4) errechnet sich die kritische Gießhöhe h_{krit} , ab der - für ideale Flüssigkeiten - mit der Bildung turbulenter Strömungsverhältnisse zu rechnen ist, zu $h_{krit} \sim 0,013\text{m}$.

Bei der technischen Formfüllung metallischer Schmelzen sind zur Bestimmung der kritischen Gießhöhe h_{krit} weitere Einflussgrößen zu beachten, die z. B. in der

Temperatur, Viskosität, Dichte und Zusammensetzung der Schmelze, sowie in der Oberflächenrauigkeit der Form begründet sind. Bei der praktischen Berechnung von Gießsystemen werden deshalb für Aluminiumschmelzen kritische Gießhöhen h_{krit} in der Größenordnung von $10\text{mm} \leq h_{\text{krit}} \leq 40\text{mm}$ zu Grunde gelegt [27; S. 218].

Setzt man diese Größenordnung der kritischen Gießhöhe h_{krit} von Aluminiumschmelzen in Relation zu den Abmessungen technischer Gussteile, so muss davon ausgegangen werden, dass reale Formfüllvorgänge nicht vollständig frei von Turbulenzen ablaufen.

Dies gilt insbesondere bei der fallenden Formfüllung, bei der die Schmelze z. B. über den offenen Speiser eines Gussteils direkt in den Formhohlraum eingefüllt wird. Als vorteilhaft erweist sich diese Art der Formfüllung z. B. hinsichtlich der Temperaturverluste der Schmelze während der Formfüllung und hinsichtlich der Masse des Kreislaufmaterials. Je nach Abmessung und Geometrie des Bauteils kann jedoch eine turbulenzarme Formfüllung auf Grund der zuvor beschriebenen physikalischen Zusammenhänge nicht erreicht werden.

Die steigende Formfüllung ist eine erprobte Verfahrensvariante des Schwerkraft-Gießverfahrens zur Reduzierung der Turbulenzen einströmender Metallschmelzen. **Abbildung 2.13** zeigt schematisch einen Vergleich dieser beiden Varianten des Schwerkraft-Gießverfahrens. Das linke Teilbild a. verdeutlicht das Prinzip der steigenden Formfüllung einer Schmelze, das rechte Teilbild b. zeigt dazu im Vergleich die fallende Formfüllung.

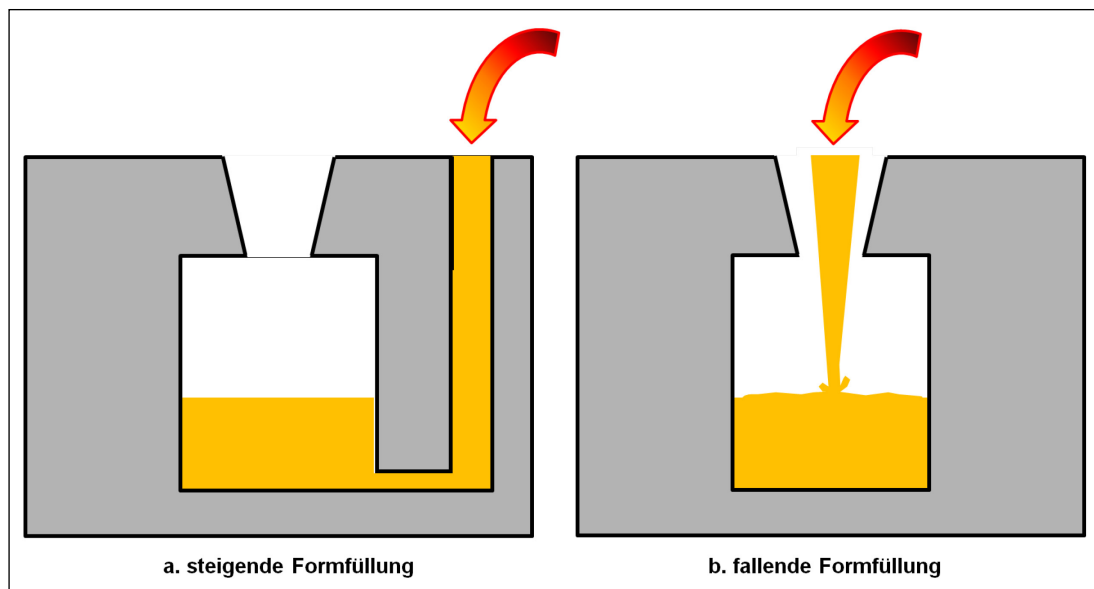


Abbildung 2.13, schematische Darstellung der Formfüllung beim Schwerkraft-Gießverfahren

Die Anwendung der steigenden Formfüllung setzt eine bauteilspezifische Berechnung der Geometrie des Gießsystems, bestehend aus Einlauf, Lauf und Anschnitt, wie in **Abbildung 2.14** schematisch dargestellt, z. B. nach den Berechnungsgrundlagen von F. Nielsen voraus [27].

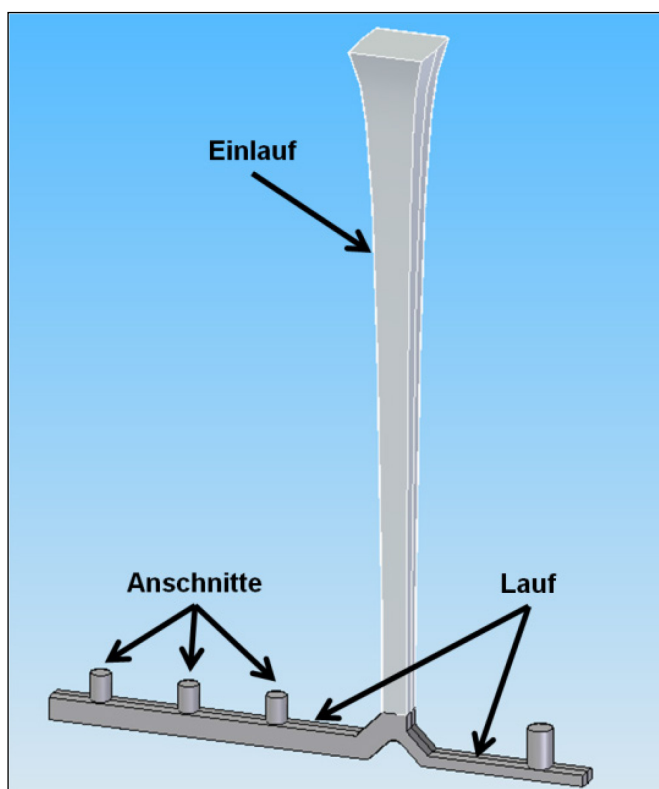


Abbildung 2.14, schematische Darstellung eines Gießsystems

Dieses gegenüber der fallenden Formfüllung zusätzlich erforderliche Gießsystem erhöht u. a. das Gießgewicht und führt auf Grund der längeren Fließwege zu höheren Temperaturverlusten der Schmelze während der Formfüllung. Verfahrensbedingt ist, dass der Kopfseiser des Gussteils zu einem späten Zeitpunkt und somit ggf. mit stark abgekühlter Schmelze gefüllt wird, was das Speisungsvermögen herabsetzt. Zu kompensieren ist dieser Temperaturverlust durch Vergrößerung des Speiservolumens oder durch entsprechende Überhitzung der Schmelze.

Um die beschriebenen Problematiken des Schwerkraft-Gießverfahrens zu verbessern, wurden Verfahrensvarianten entwickelt, bei denen zu Beginn und während der Formfüllung die Gießhöhe h_G durch geeignete einachsige Drehbewegung der Form minimiert werden kann. Im Allgemeinen wird diese Art der Formfüllung als Kippgießverfahren bezeichnet [3; S. 672], in einer weiteren Quelle wird sie unter dem Begriff "dynamische Formfüllung" eingruppiert [2; S. 18].

Das Verfahrensprinzip des Kippgießens bei steigender Formfüllung wird schematisch in **Abbildung 2.15** dargestellt.

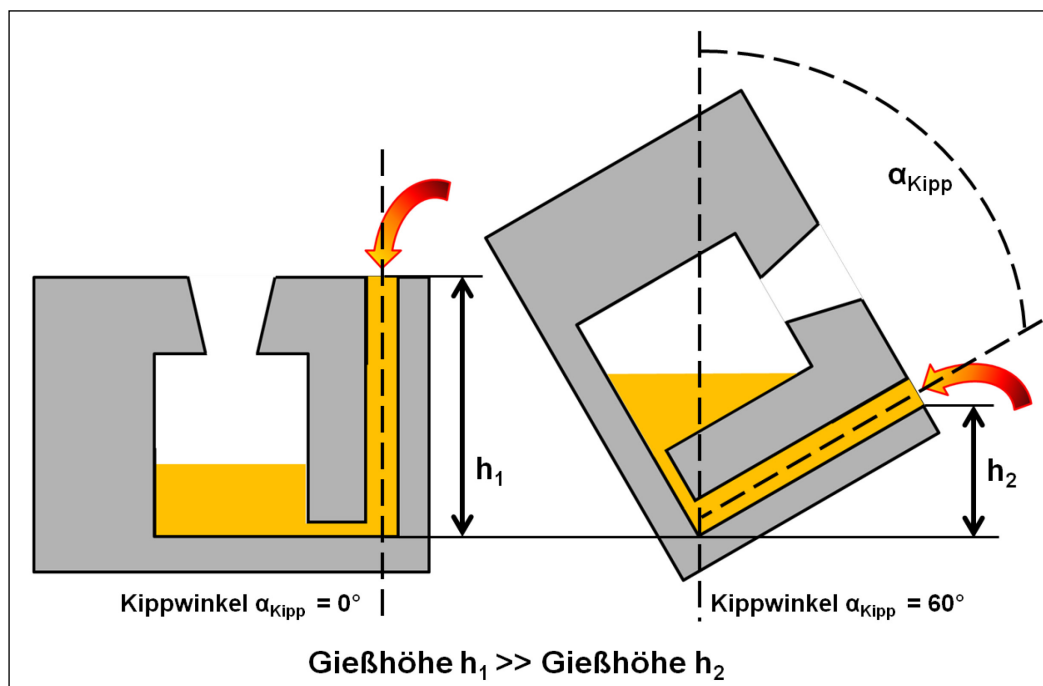


Abbildung 2.15, schematische Darstellung des Kippgießens, steigende Formfüllung
Industriell genutzt wird das Kippgießverfahren heute nahezu ausschließlich für die Formfüllung von metallischen Dauerformen im Kokillengießverfahren.

Eine Einteilung gebräuchlicher Varianten des Kokillengießverfahrens nach der Art der Formfüllung zeigt **Abbildung 2.16**.

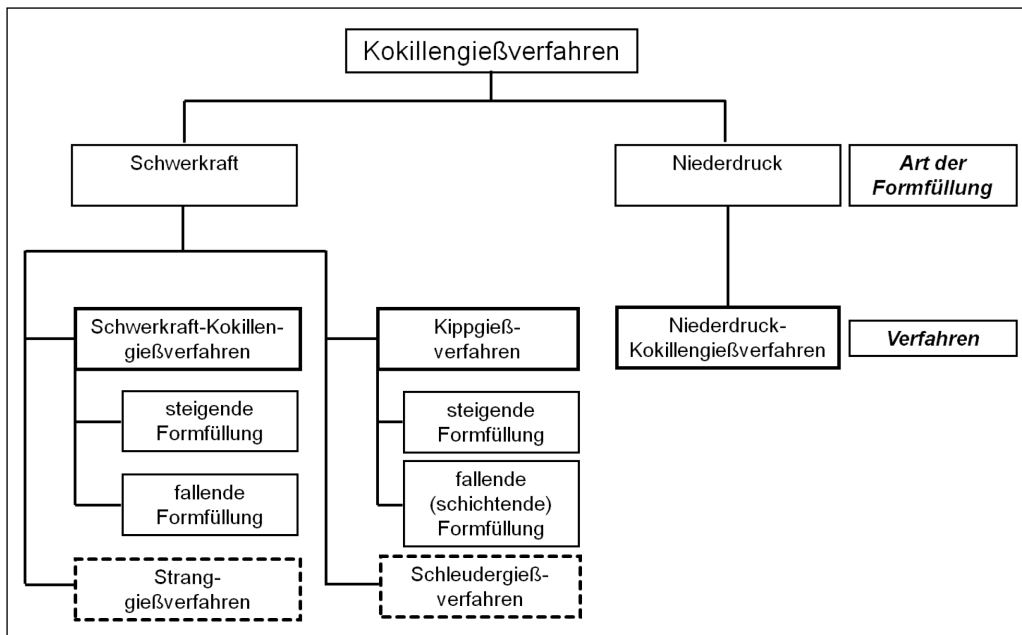


Abbildung 2.16, Einteilung Kokillengießverfahren

Unter den Kippgießverfahren sind Verfahrensvarianten bekannt, bei denen mit Hilfe der Anwendung eines bauteilspezifischen Gießsystems eine steigende Formfüllung hervorgerufen wird, ebenso wie Varianten, bei denen die Formfüllung direkt in den Formhohlraum erfolgt (fallende Formfüllung).

Zur Abgrenzung gegenüber der fallenden Formfüllung beim Schwerkraft-Gießverfahren wird diese Art der Formfüllung beim Kippgießen in einer Publikation auch als „schichtende Formfüllung“ bezeichnet. Diese Abgrenzung wird getroffen, da die Schmelze bei diesem Kippgießverfahren prozessbedingt nicht in den Formhohlraum fällt, sondern möglichst turbulenzarm, z. B. über eine Formwand hinweg bis zur Bodenplatte der Form fließt. Diesen Ausführungen in [28; S. 187-191] nach schichtet sich mit weiter fortschreitender Formfüllung die kontinuierlich nachfließende Schmelze übereinander auf bis zur vollständigen Füllung des Formhohlraums.

Dieser Effekt führt demnach dazu, dass bei der schichtenden Formfüllung im Gegensatz zum Schwerkraft-Gießverfahren, wie auch zur steigenden Formfüllung beim Kippgießverfahren die Temperatur der Schmelze vom tiefsten Punkt der Form hin zum höchsten Punkt der Form zunimmt. Da sich an dieser Stelle häufig ein Speiser für das Gussteil befindet, begünstigt die schichtende Formfüllung u. a. das Speisungsvermögen.

M. Braunhardt, R. Bähr, K. Eigenfeld und I. Niedick stellen am Beispiel der Entwicklung eines in einer untereutektischen Aluminium-Silizium-Gusslegierung herzustellenden Zylinderkurbelgehäuses einen Vergleich zwischen dem Druckgießverfahren, dem Niederdruck-Kokillengießverfahren, dem (statischen) Schwerkraft-Kokillengießverfahren wie auch dem dynamischen Schwerkraft-Kokillengießverfahren (Kippgießverfahren) vor. In dieser Gegenüberstellung werden insbesondere technologische, aber auch wirtschaftliche Faktoren bewertet. Dem Ergebnis nach weist das Kippgießverfahren (dynamisches Schwerkraft-Kokillengießverfahren) hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften, der Porenfreiheit und der Kosten gegenüber dem Druckgießverfahren und dem Niederdruck-Kokillengießverfahren Vorteile auf. Zwar weist das statische Schwerkraft-Kokillengießverfahren gegenüber dem Kippgießverfahren hinsichtlich der Fertigungskosten Vorteile auf, jedoch ist dies, den Untersuchungsergebnissen zufolge, mit qualitativen Einbußen am Produkt verbunden [29; S. 30 - 39].

Die in Abbildung 2.16 erwähnten Verfahren Stranggießen und Schleudergießen werden in der Gießereiindustrie auf Grund ihrer besonderen Verfahrenstechnik überwiegend zur Herstellung von Halbzeug bzw. von rotationssymmetrischen Gussteilen, wie z. B. Rohre genutzt. Auf diese Verfahren wird im Folgenden nicht weiter eingegangen.

2.3 Verfahren zum Kippgießen metallischer Schmelzen

Bereits Anfang der 1960er Jahre wurden in verschiedenen Veröffentlichungen die Vorteile des Kippgießens bezüglich der Eigenschaften in Kokillen hergestellter Aluminium-Gussteile beschrieben. Beispielfhaft hierzu seien die Berichte von G. W. Stahl aus dem Zeitraum 1961 bis 1963 genannt, in denen als besondere Vorteile des Kipp-Kokillengießverfahrens gegenüber dem Schwerkraft-Kokillengießverfahren die turbulenzfreie Formfüllung, der geringere Anteil an Kreislaufmaterial für das Lauf- und Anschnittsystem und eine erhöhte Ausbringung bei gleichzeitig niedrigeren Ausschussmengen hervorgehoben werden [30; S. 476-478] [31; S.216-220].

Unter Nutzung dieser Erkenntnisse entwickelten sich im Laufe der Zeit verschiedene industrielle Kippgießverfahren zur Herstellung anspruchsvoller Kokillengussteile aus Aluminium-Gusslegierungen.

2.3.1 Kippgießverfahren

Das Prinzip des Kippgießverfahrens baut darauf auf, dass eine konstruktiv geeignet ausgelegte Form in eine mechanische Vorrichtung (Kippgießmaschine) eingebaut wird, die so aufgebaut ist, dass sie die Form z. B. während der Formfüllung um eine oder mehrere Achsen bewegen kann. Je nach technischer Ausstattung der Mechanisierung können verschiedene Verfahrensparameter, die Einfluss auf die Formfüllung nehmen, variiert und damit den Bedürfnissen des jeweiligen Gussteils entsprechend angepasst werden. Zu diesen Verfahrensparametern zählen beispielhaft Kippwinkel, Kippgeschwindigkeit und Haltezeiten.

Eine einachsige Kippgießmaschine aktueller Bauart für den Kokillenguss ist in **Abbildung 2.17** dargestellt.

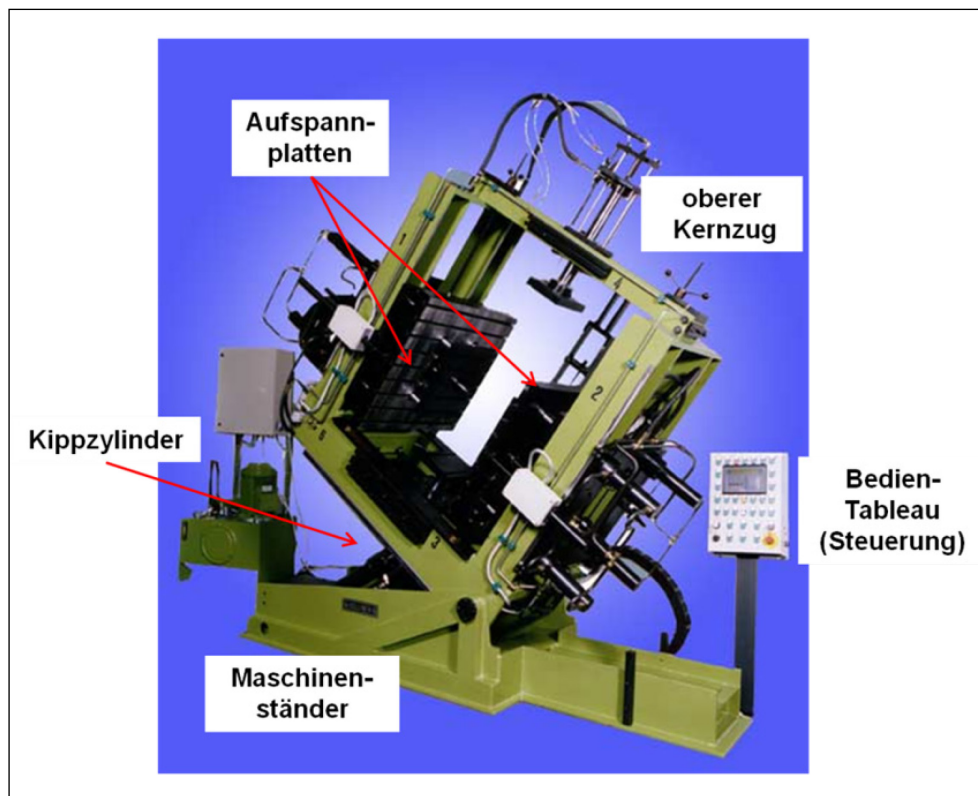


Abbildung 2.17, Kippgießmaschine für das Kokillengießverfahren (Quelle: Göllner Maschinenbau GmbH, Paderborn)

Nach dem Schließen der Kokille schwenkt die Gießmaschine die Form um einen einstellbaren Winkel (hier: 0° bis max. 90°) in die Gießposition. Aus dieser Position heraus beginnt die Formfüllung. Die Zuführung der Schmelze vom Warmhalteofen zur Form erfolgt manuell oder mechanisch z. B. mittels eines Gießlöffels.

Die Schmelze wird - je nach Verfahrensvariante - in einen fest an der Form befindlichen Gießtümpel eingegossen oder aus dem Gießlöffel direkt in die Eingussöffnung der Form gegossen.

Nachdem der Einguss in der ersten Gießphase vollständig mit Schmelze gefüllt wird, kippt die Mechanisierung die Kokille während der weiteren Formfüllung geregelt so weit zurück, bis der gesamte Formhohlraum mit Schmelze gefüllt ist. Bei diesem Vorgang muss der Bewegungsablauf der Gießmaschine so auf die Schmelzezufuhr abgestimmt werden, dass

- kein Einsaugen von Luft in das Gießsystem stattfindet und
- keine Schmelze über den Einguss hinausläuft.

Zur genauen Abstimmung des Kipp- und Formfüllprozesses ist es erforderlich, verschiedene Prozessparameter, wie z. B. die Kippgeschwindigkeit der Gießmaschine und die einzufüllende Metallmenge zeitabhängig zu regeln. Dies erfolgt bei automatisierten Anlagen mittels einer elektronischen Maschinensteuerung.

Nach Abschluss der Formfüllung wird die Kokille in die zur Erstarrung vorgesehene Position gekippt. Diese Position kann - sofern es z. B. für eine gelenkte Erstarrung von Vorteil ist - durchaus von der Entnahme- und Reinigungsposition der Kokille abweichen. Nach Ablauf der Erstarrungszeit wird die Kokille geöffnet, das Gussteil wird aus der Kontur gestoßen und manuell oder mechanisiert der Kokille entnommen.

In der Literatur wird die turbulenzarme Art der Formfüllung als wichtiges Entscheidungskriterium für die Wahl des Kippgießverfahrens zur Herstellung anspruchsvoller Gusskomponenten, wie z. B. Gehäuse für Hochdruckpumpen hervorgehoben [5; S. 26-27]. Gleiches trifft auch auf die Herstellung hoch beanspruchter Motorkomponenten aus Aluminium-Gusslegierungen für die Automobilindustrie zu [32; S. 8].

Die Vorteile des Kippgießverfahrens bei der Herstellung eines Zylinderkopfes werden in [28; S. 187-191] dahin gehend beschrieben, dass wichtige gießtechnische Kriterien, wie z. B.

- turbulenzarme Formfüllung
- schichtende Formfüllung
- oxidfreie Formfüllung
- schnelle und gelenkte Erstarrung

mit Hilfe des Kippgießverfahrens in besonderem Maße erfüllt werden können.

Im beschriebenen Anwendungsfall wird die Form vor Beginn der Formfüllung mit Hilfe einer Kippgießmaschine um ihre Längsachse um einen Winkel von 90° gegenüber der Ausgangsposition (0° -Position) gekippt. In der ersten Phase des Gießprozesses werden unter Beibehaltung der 90° -Position der Form ca. 25% der benötigten Schmelze mittels eines Gießlöffels in einen stirnseitig an der Form befindlichen Gießtumpel eingefüllt. Die 2. Prozessphase ist dadurch gekennzeichnet, dass die Rückdrehung der Form in Richtung der Grundposition (0° -Position) beginnt. Mit dieser Kippbewegung startet die Formfüllung. Der Gießlöffel folgt während dieser Phase simultan der Bewegung der Form, und füllt die enthaltene Schmelze kontinuierlich weiter in den Gießtumpel. Bei einer Winkelstellung der Form von ca. 50° ist der Gießlöffel vollständig entleert. Phase 3 beendet die Formfüllung durch vollständige Entleerung der Schmelze aus dem Gießtumpel in die Form und Erreichen der Ausgangsposition (0°), in der die Erstarrung der Schmelze abläuft.

Die im Rahmen dieser Entwicklung durchgeführte Füllsimulation unterstreicht den Angaben nach die turbulenzarme Formfüllung. Die vorteilhafte Auswirkung des Kippgießens auf die Temperaturverteilung im Gussstück und im Speiserbereich, beruhend auf der schichtenden Formfüllung, wird den Ausführungen nach sowohl durch die Ergebnisse der Erstarrungssimulation, wie auch durch die Auswertung des Dendritenarmabstandes (DAS) in verschiedenen Zonen derart hergestellter Zylinderköpfe belegt [28, S. 187-191].

Das Kippgießverfahren wird auch für die Herstellung hoch beanspruchter Sicherheitsbauteile aus Aluminium-Gusslegierungen für die Automobilindustrie (z. B. Fahrwerks- u. Strukturkomponenten) in mittleren bis großen Stückzahlen in

automatisierten Fertigungszellen, wie in einer schematischen Darstellung in **Abbildung 2.18** gezeigt, betrieben.

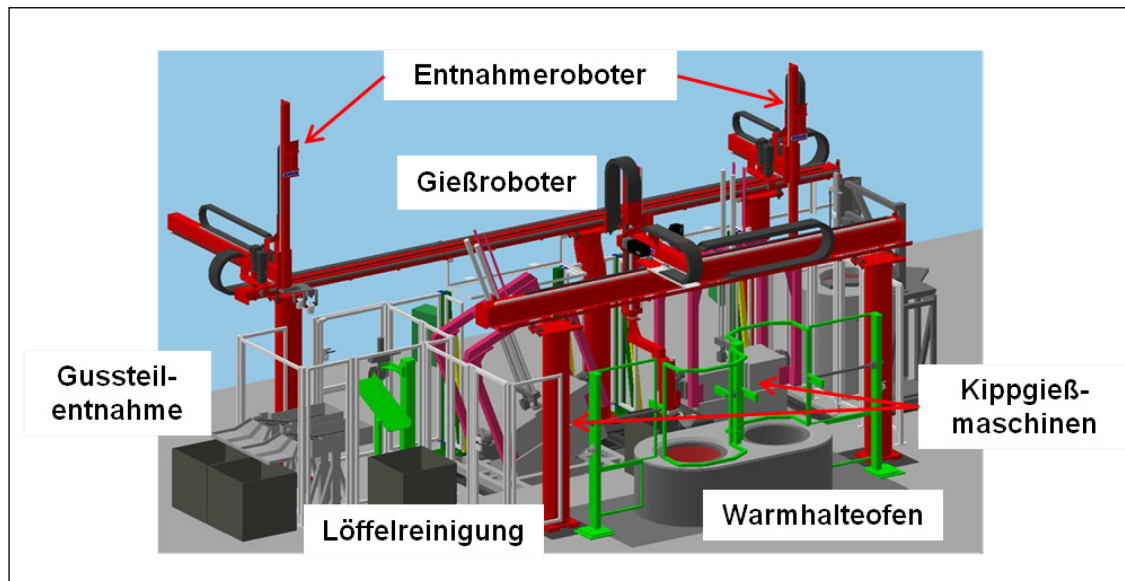
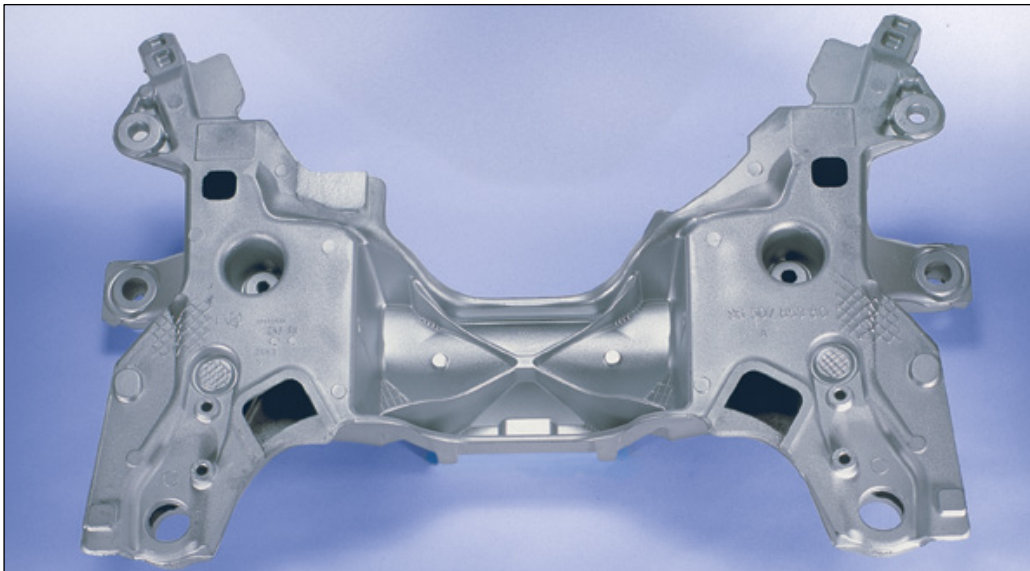


Abbildung 2.18, Gießzelle für das Kippgießverfahren (Quelle: Reis GmbH & Co. KG, Obernburg)

Abbildung 2.19 zeigt beispielhaft eine Fahrwerkskomponente, hergestellt im Kippgießverfahren in der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 . Das Gussteil, zu dessen Herstellung zwei verlorene Kerne benötigt werden, weist ein Gewicht von 15,5kg auf. Die Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften der Bauteile wurden wie folgt festgelegt:

- Streckgrenze $R_{p0,2} \geq 210 \text{ N/mm}^2$
- Zugfestigkeit $R_m \geq 270 \text{ N/mm}^2$
- Bruchdehnung $A \geq 5\% - 8\%$



**Abbildung 2.19, Fahrwerkskomponente, hergestellt mit dem Kippgießverfahren
(Quelle: Martinrea Honsel Germany GmbH, Meschede)**

2.3.2 Kipptiegel-Kokillengießverfahren

Beim Kipptiegel-Kokillengießverfahren wird, wie in **Abbildung 2.20** dargestellt, eine mehrteilige Kokille über eine beheizte Aufspannplatte flüssigkeitsdicht mit einem beheizten Gießtiegel verbunden. Diese Anordnung wiederum ist auf einem mechanisch, hydraulisch oder elektrisch kippbaren Gestell montiert.

Nach dem Schließen der Kokille liegt ein in sich dichtes System vor, sodass die Schmelze beim Drehen der gesamten Anordnung durch eine Düsenöffnung in der Aufspannplatte hindurch unmittelbar und auf sehr kurzem Weg aus dem Tiegel in den Formhohlraum der Kokille einfließen kann. Die Anordnung verbleibt bis zur vollständigen Erstarrung des Gussteils in der gekippten Stellung, sodass die Speisung des Gussteils über die Düse hindurch aus dem Schmelzeinhalt des Tiegels erfolgen kann.

Nach Abschluss der Erstarrung schwenkt die Anordnung in die Entnahme-/Reinigungsposition zurück, sodass überschüssige Schmelze zurück in den Tiegel fließt. Die Kokille wird geöffnet, und das Gussteil mitsamt dem Angusszapfen entnommen.

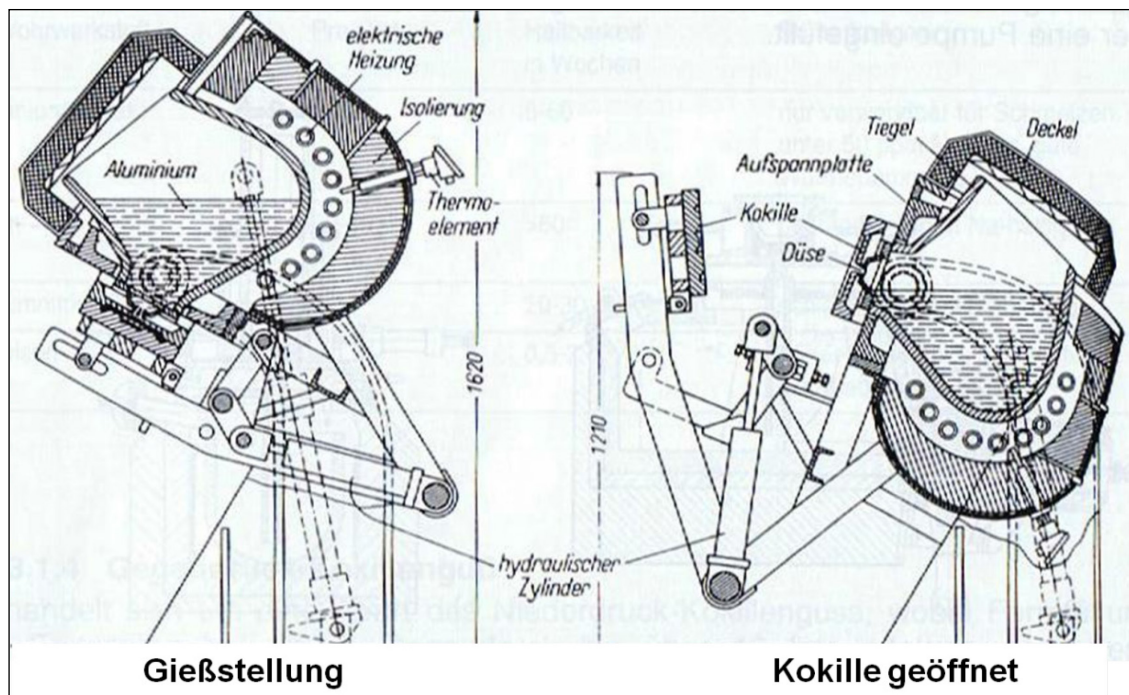


Abbildung 2.20, Kipptiegel-Kokillengießverfahren, [6; S. 343]

Das Verfahren findet in dieser Form heute nur noch in geringem Umfang industrielle Anwendung, jedoch greifen aktuelle Verfahrensentwicklungen auf Grundelemente dieser Technologie zurück.

2.3.3 Rotacast®-Kokillengießverfahren

Eine aktuelle Weiterentwicklung des Kipptiegel-Kokillengießverfahrens stellt das Rotacast®-Kokillengießverfahren dar. Dieses Verfahren zeichnet sich dadurch aus, dass die Formfüllung durch Drehen der Form um deren Längsachse um 180° erfolgt.

Dazu ist der Maschinen-Grundrahmen der Gießmaschine auf einem Grundgestell drehbar gelagert, wie in **Abbildung 2.21** dargestellt. Alle Funktionseinheiten zur Bewegung der Baugruppen der Kokille sind in dem Grundrahmen enthalten.

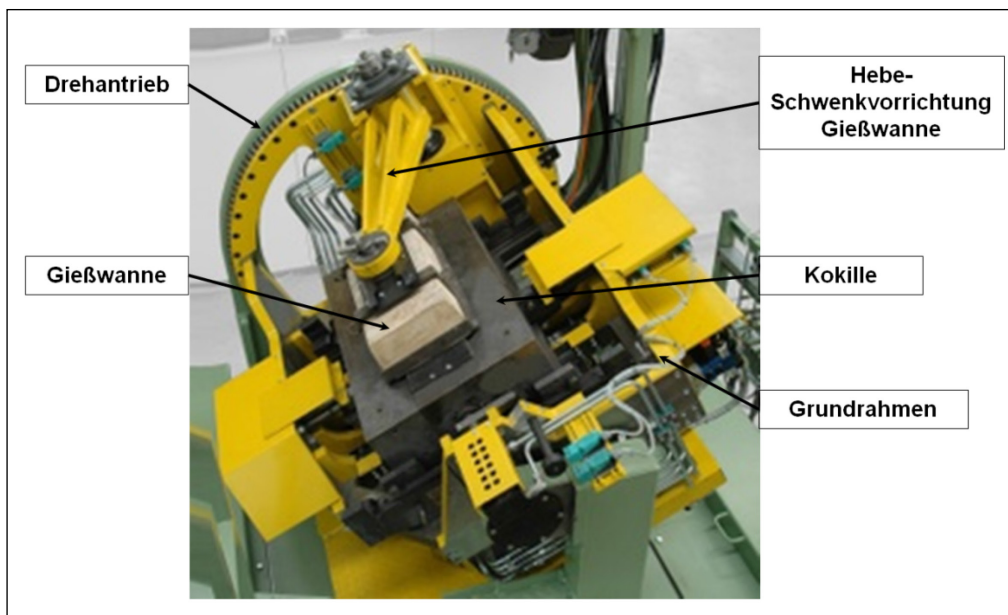


Abbildung 2.21, Rotacast®-Kokillengießmaschine (Quelle: Fill Gesellschaft mbH, Gurten, Österreich)

C. Oberschelp, H. Kirchmeir, G. Huber, A. Wagner, J. Huber und P. Stika untergliedern in ihrem Bericht über den „Einsatz dynamischer Gießverfahren bei der Herstellung hoch belasteter Zylinderköpfe“ den Verfahrensablauf des Rotacast®-Kokillengießverfahrens in fünf Phasen, wie sie in **Abbildung 2.22** schematisch dargestellt werden [33; Seite 26-35].

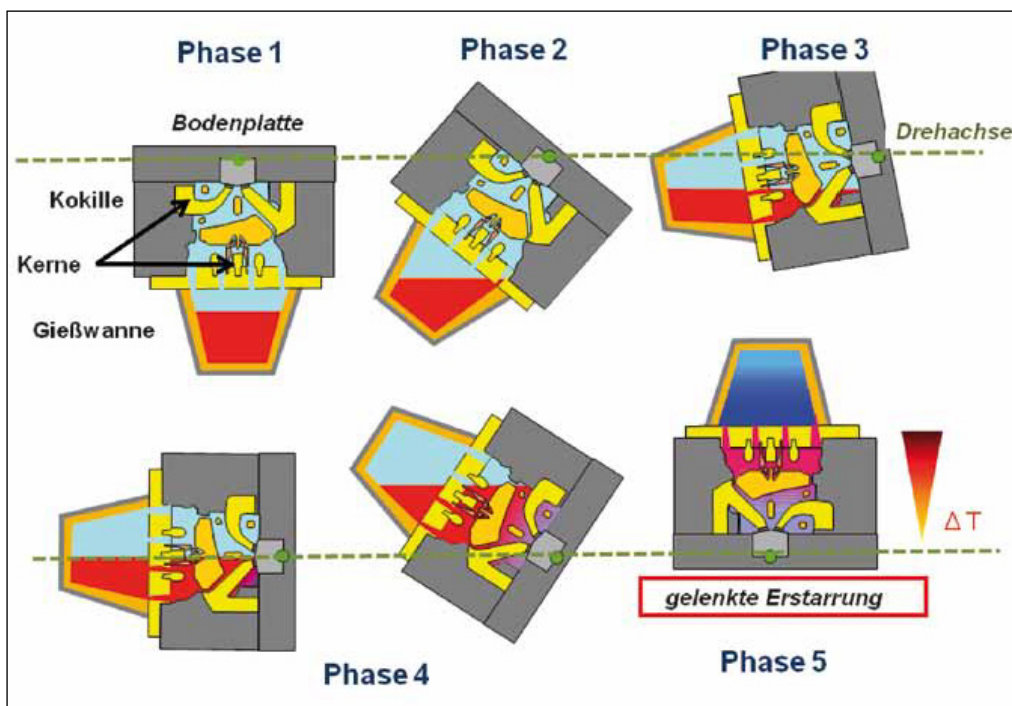


Abbildung 2.22, Prozessablauf Rotacast®-Kokillengießverfahren, schematische Darstellung, [33; S. 32]

Nachdem die erforderlichen Kerne, Eingsussteile etc. in die geöffnete Kokille eingelegt und die Form geschlossen wurde, wird diese um ihre Längsachse um einen Winkel von 180° gedreht. In Phase 1 wird nunmehr die mit der erforderlichen Schmelzmenge gefüllte Gießwanne dicht mit der Kokille verbunden. Phase 2 kennzeichnet den Beginn des gesteuerten Rückdrehens der Form um deren Längsachse. In Abhängigkeit von der Drehgeschwindigkeit findet in den Phasen 3 und 4 eine langsame Füllung des Formhohlraums über die tiefliegende Formwand bzw. darin eingearbeitete Fließwege statt. Die Drehgeschwindigkeit kann in den einzelnen Phasen so eingestellt werden, dass die Formfüllung möglichst turbulenzarm erfolgt. Mit Phase 5 ist die Füllung des Formhohlraums vollständig abgeschlossen. Die Gießwanne kann abschließend zur Unterstützung der Speisung des Gussteils z. B. mit einem Inertgas druckbeaufschlagt werden. Nach Ablauf der Erstarrungszeit wird die Gießwanne von der Kokille abgehoben und zur Seite geschwenkt. Die Kokille wird geöffnet und das Gussteil kann entnommen werden.

Die Verfasser berichten weiterhin über die Ergebnisse numerischer Simulationen des Füllprozesses eines Muster-Zylinderkopfes unter Anwendung des Rotacast®-Kokillengießverfahrens. Nach Aufdickung der zum Eingießen genutzten Einlassseite des Demonstrators zeigt die Füllsimulation eine turbulenzfreie Strömung der Schmelze. Das Kippen während der Formfüllung führt zu einer geschichteten Füllung des Formhohlraums mit Schmelze. Bei gleichzeitiger Kühlung der Bodenplatte stellt sich auf Grund der geschichteten Füllung ein Temperaturgradient ein, „der auf eine gelenkte Erstarrung in Richtung des Speisers hinweist“. In der Simulation des Erstarrungsprozesses wird ein geringer Dendritenarmabstand (DAS) ermittelt, was wiederum auf günstige mechanische Eigenschaften des Bauteils schließen lässt [33; Seite 26-35].

Das Rotacast®-Kokillengießverfahren findet bevorzugt Anwendung zur Herstellung von hoch beanspruchten Zylinderköpfen aus Aluminium-Gusslegierungen. Weitere Anwendungen dieses Verfahrens in der Praxis sind derzeit nicht bekannt.

2.3.4 NEMAK-Dynamic-Casting-System-Verfahren (NDCS-Verfahren)

In der zuvor bereits zitierten Ausarbeitung von C. Oberschelp, H. Kirchmeir, G. Huber, A. Wagner, J. Huber und P. Stika wird das NDCS-Verfahren als eine „Weiterentwicklung des Kopfgießverfahrens“ beschrieben [33; S. 26-35].

Der Begriff Kopfgießverfahren umschreibt eine fallende Formfüllung, bei der die Schmelze z. B. durch die Öffnung eines Kopfspeisers in die Gießform gelangt.

Abbildung 2.23 untergliedert den Verfahrensablauf des NDCS-Gießverfahrens schematisch in fünf Phasen.

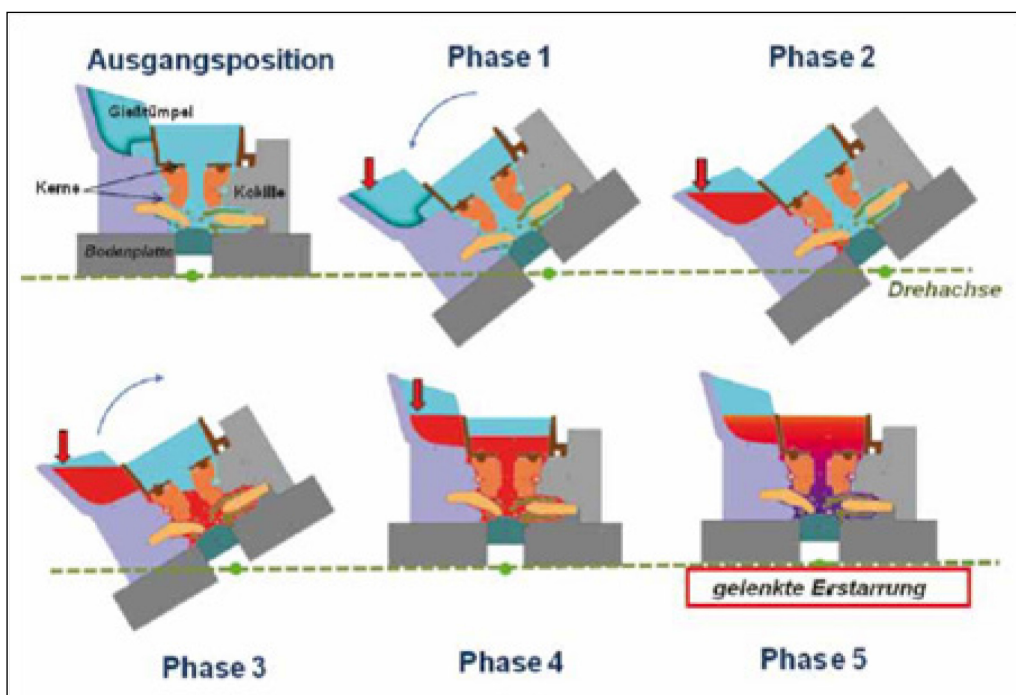


Abbildung 2.23, Prozessablauf NDCS-Verfahren, schematische Darstellung, [33; S. 30]

Nachdem in die Kokille in der Ausgangsposition für den Gießprozess vorbereitet und geschlossen wurde, kann sie in Phase 1 mittels einer geeigneten mechanischen Vorrichtung um einen Winkel α_{Kipp} in der Größenordnung von $90^\circ \geq \alpha_{\text{Kipp}} > 0^\circ$ um die Längsachse gekippt werden. In dieser Lage wird die zu vergießende Schmelze in den fest mit der Kokille verbundenen Gießtumpel eingefüllt. Dieser Tumpel ist geometrisch so gestaltet, dass er zunächst einen Teil der eingefüllten Schmelze aufnimmt, ohne dass diese in den Formhohlraum einfließen kann.

Mit weiterer Füllung steigt die Höhe des Schmelzebades im Gießtumpel so weit, bis die Oberkante der Formkontur erreicht bzw. überschritten wird (Phase 2). Die

kontinuierlich weitere Zufuhr von Schmelze in den Gießtümpel führt dazu, dass die Schmelze über definierte Fließwege in der tiefliegenden Formwandung hinweg in den Formhohlraum einströmt.

Mit dem Auftreffen einer definierten Schmelzemenge auf der Bodenplatte der Kokille wird die gesamte Anordnung unter weiterem Nachgießen von Schmelze in den Gießtümpel mechanisch mit regelbarer Geschwindigkeit zurück in die Ausgangsstellung gedreht (Phasen 3 & 4).

Nach derart abgeschlossener Formfüllung erfolgt die (gelenkte) Erstarrung der Schmelze in der Ausgangsposition (Phase 5).

Die Simulationsergebnisse eines Demonstrators belegen nach Angabe der Verfasser die turbulenzarme Formfüllung, die mit diesem Verfahren zu erzielen ist. Das NDCS-Verfahren findet überwiegend Anwendung zur Herstellung von Motorkomponenten aus Aluminium-Gusslegierungen, z. B. Zylinderköpfen [33; Seite 26-35].

2.4 Gießverfahren zur Füllung verlorener Formen

Das Gießen metallischer Schmelzen in verlorene Formen zählt zu den ältesten Urformverfahren und erfährt aktuell, wenn auch im Vergleich zu den Dauerformverfahren mit einer gewissen zeitlicher Verzögerung, wesentliche qualitäts- und produktivitätsfördernde Verfahrensentwicklungen. Als Beispiel hierfür sei die Entwicklung eines flexiblen Mensch-Maschine-Systems für das teilautomatisierte Einfüllen, Verteilen und Verdichten von kaltharzgebundenem Formstoff zur Herstellung großer verlorener Sandformen genannt [34, S. 30-37].

Die Formfüllung verlorener Formen erfolgt sowohl bei der Verarbeitung von Eisen-Gusslegierungen wie auch von NE-Gusslegierungen überwiegend mittels des Schwerkraft-Gießverfahrens unter Anwendung verschiedener beheizter und unbeheizter Gießeinrichtungen. Zur Vermeidung der in Kapitel 2.2 beschriebenen Problematik der Bildung turbulenter Strömungen bei der Anwendung des Schwerkraft-Gießverfahrens und den damit potentiell verbundenen Einbußen bei den werkstofflichen Eigenschaften derart hergestellter Sandgussteile erläutern H. Haddenhorst und A. Kiebel die Möglichkeiten des Einsatzes einer elektromagnetischen Pumpe zur steigenden Formfüllung vertikal geteilter bentonitgebundener Sandformen. Die Fördermenge einer

elektromagnetischen Pumpe kann während des Formfüllvorgangs geregelt werden und ermöglicht derart die individuelle Anpassung der Formfüllrate an die gussteilspezifischen Erfordernisse. Die nach einer T6-Wärmebehandlung erzielten mechanischen Eigenschaften derart hergestellter Gussteile in der Legierung AlSi7Mg weisen den Angaben nach hohe Werte bei geringer Standardabweichung auf [35; S. 23 - 26].

Die Anwendung einer elektromagnetischen Pumpe zur turbulenzarmen und regelbaren Füllung verlorener Sandformen kennzeichnet auch das bereits Ende der 1970er Jahre entwickelte Cosworth-Verfahren [36; S. 446, 448 - 453]. Dieses auf die Herstellung von Aluminium-Motorkomponenten ausgerichtete Verfahren konnte sich im Wettbewerb zu entsprechenden Dauerformverfahren wirtschaftlich und technologisch nicht durchsetzen.

K.-H. Schütt und G. Van de Kerkhoff berichten über eine kastengebundene Formanlage, die speziell zur Herstellung dünnwandiger und qualitativ hochwertiger Aluminium-Sandgussprodukte errichtet wurde. Die regelbare Formfüllung der tongebundenen Formen erfolgt mittels des Niederdruck-Gießverfahrens. Als Besonderheit dieser Einrichtung können die Formkästen während der Erstarrung der Gussteile zur Beeinflussung der Gefügeausbildung um 90° oder 180° gedreht werden [37; S. 22 - 25].

Der Einfluss des Niederdruck-Gießverfahrens auf die Gasporosität und die mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gussprodukten, die in tongebundenen Formen hergestellt werden, wurde am Beispiel der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 im Rahmen einer Arbeit von V. Vogel, W. Michels und G. Wolf untersucht. Den Ergebnissen nach hat die Art der Formfüllung größeren Einfluss auf die Porosität, als z. B. der zum Einsatz kommende Formstoff. Die Verwendung eines turbulenzarmen Gießverfahrens, wie dem Niederdruck-Gießverfahren wird zur Erzeugung qualitativ hochwertiger Aluminiumgussteile empfohlen [38; S. 81 - 90].

Zur Automatisierung verschiedener Teilprozesse des Sandgießverfahrens eignet sich sowohl bei der Großserienfertigung wie auch bei der Herstellung von Einzel- oder Kleinserienteilen der Einsatz von Robotern. Ziel des Einsatzes von Robotern ist die Verbesserung der Prozess- und Produktqualität durch die Vergleichmäßigung relevanter

Prozessparameter, die Erhöhung der Produktivität wie auch die Humanisierung der Arbeitswelt in Gießereien [39; S 66 - 68].

Für den Teilprozess des Gießens von Aluminiumschmelzen bei der Kleinserienfertigung mit Hilfe eines Roboters stellt G. Trommer eine interaktive Mensch-Roboter-Lösung vor, bei der der Gießer dem Roboter den gussteilspezifisch erforderlichen Bewegungsablauf zur optimalen Füllung der Form synchron mittels einer dem manuellen Gießlöffel nachgebildeten Programmierhilfe vorgibt. Zeitgleich speichert die Steuerung des Roboters diesen Bewegungsablauf, sodass Folgeprozesse mit hoher Reproduzierbarkeit in gleicher Weise abgerufen werden können [40; S. 85 - 87].

Beim Kippgießverfahren ist es zwingend erforderlich, dass die Bahnbewegung des Gießroboters während des Eingießens der Schmelze in die Form synchron zur Bewegung der Form erfolgt. Auch diese Forderung erfüllen moderne Industrieroboter, wie in [41; S. 92 - 97] beschrieben.

Mit dem „Durville-Verfahren“ ist bereits seit vielen Jahrzehnten ein Verfahren bekannt, das das Kippgießverfahren sowohl für den Dauerformguss, wie auch für den Sandguss beschreibt [42].

Während jedoch für den Kokillenguss, wie zuvor in Kapitel 2.3 ausgeführt, zahlreiche Verfahrensvarianten des Kippgießverfahrens entwickelt wurden und erfolgreich in der industriellen Praxis Anwendung finden, gibt es sowohl in der Literatur wie auch in der betrieblichen Praxis nur wenige Hinweise auf Entwicklungen und Anwendungen des Kippgießens von Sandformen.

Da die mit verlorenen Formen arbeitenden Verfahren zur Gussstückherstellung dem Konstrukteur ein hohes Maß an Gestaltungsfreiheit gestatten, werden beispielsweise hoch beanspruchte Motorkomponenten und Kraftfahrzeug-Strukturteile in durchaus großen Stückzahlen in verlorenen Formen hergestellt.

So berichtet H. Smetan über die vorteilhaften Eigenschaften des „Core-Package-Verfahrens“ bei der Herstellung von Zylinderkurbelgehäusen aus Aluminium-Gusslegierungen. Die Füllung der mit organischen oder anorganischen Bindersystemen hergestellten Kernpakete erfolgt jedoch mit dem Schwerkraft-Gießverfahren bei steigender Formfüllung oder - alternativ - mit Hilfe des Niederdruck-Gießverfahrens.

Unmittelbar nach Abschluss der Formfüllung werden die Formen beim Core-Package-Verfahren um 180° gewendet, um eine günstige Temperaturverteilung der Schmelze während der Erstarrung zu erzielen [43; S. 165-176].

Über die Eignung des Niederdruck-Sandgießverfahrens „LamiCast“ zur Herstellung dünnwandiger Strukturteile wird in einer weiteren Veröffentlichung berichtet. Den Angaben nach werden bei diesem Verfahren horizontal geteilte tongebundene Sandformen mit Hilfe des Niederdruck-Gießverfahrens „praktisch turbulenzfrei“ gefüllt. Die derart erzielbaren Werkstoff- und Materialeigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen werden mit denen von Proben verglichen, die mittels des Druckgießverfahrens hergestellt wurden. Nach Aussage der Verfasser eignet sich dieses Verfahren zur Herstellung von Bauteilen mit einer Mindestwandstärke von 3mm [44; S. 32-38].

Weiterhin werden großflächige Fahrwerks- und Strukturteile aus Aluminium-Gusslegierungen, wie beispielsweise in **Abbildung 2.24** dargestellt, in tongebundenen Sandformen mit Hilfe berechneter Anschnittsysteme, z. B. nach F. Nielsen [27], in steigender Schwerkraft-Gießweise hergestellt. Der Teilprozess des Gießens erfolgt hierbei mittels eines Gießroboters.



Abbildung 2.24, Hinterachsträger, Sandgießverfahren, steigende Formfüllung (Quelle: Martinrea Honsel Germany GmbH)

Eine konkrete Anwendung des Kippgießverfahrens für verlorene Formen beschreibt C. Dommaschk im Rahmen ihrer Dissertation "Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration" [45]. Eine "mittelständische Schwermetallgießerei", die "vorrangig Gussteile aus Kupferlegierungen Bronze oder Messing im Sand-, Strang- und Schleuderguss" herstellt, praktiziert, der Beschreibung nach, das Kippgießverfahren für die Herstellung von Sandgussteilen. Es wird berichtet, dass die "Kombination von Kippguss und Vibrationsbehandlung optimale Effekte" erbrachte [45; S. 102].

Weiterhin wird ausgeführt, dass das Unternehmen eine "Erweiterung des Kippgusses" durch das Durville-Verfahren in Erwägung zieht. Dazu werden in der Dissertation "Realisierungsvorschläge für das Kippgussverfahren" vorgestellt. Demnach waren bei der Ausführung des Verfahrens "Winkelstellungen der Form von bis zu 90°" vorzusehen [45; S. 110-114].

Die Arbeit vermittelt keine konkreten Angaben darüber, was unter dem Begriff "optimale Effekte" zu verstehen ist. Detaillierte Beschreibungen des praktizierten Kippgießverfahrens sind gleichfalls nicht Bestandteil der genannten Dissertation.

Zusätzliche diesbezügliche Informationen erhielt der Verfasser der vorliegenden Arbeit im Rahmen eines Interviews von der Gießereileitung des Unternehmens. Demnach wurde die in [45] erwähnte Kippgießtechnologie von dem in den neuen Bundesländern ansässigen Unternehmen in den 1970er Jahren selbständig entwickelt. Ziel der Einführung dieser Technologie war es, in Ermangelung geeigneter Gießfilter mittels des Kippgießverfahrens das Auftreten nichtmetallischer Einschlüsse in den herzustellenden Formgussteilen zu reduzieren bzw. zu vermeiden und somit die mechanischen Eigenschaften der Gussprodukte zu verbessern. Zusätzlich sollte mit Hilfe dieses Verfahrens die "selbstspeisende Wirkung" verschiedener Kupfer-Gusslegierungen während der Erstarrung der Gussteile unterstützt werden.

Erreicht wird dies den Beschreibungen nach durch die Anordnung der Drehachse einer Kippvorrichtung in der Mitte der Längsachse der vergießenden Form, wie in **Abbildung 2.25** schematisch nachgebildet.

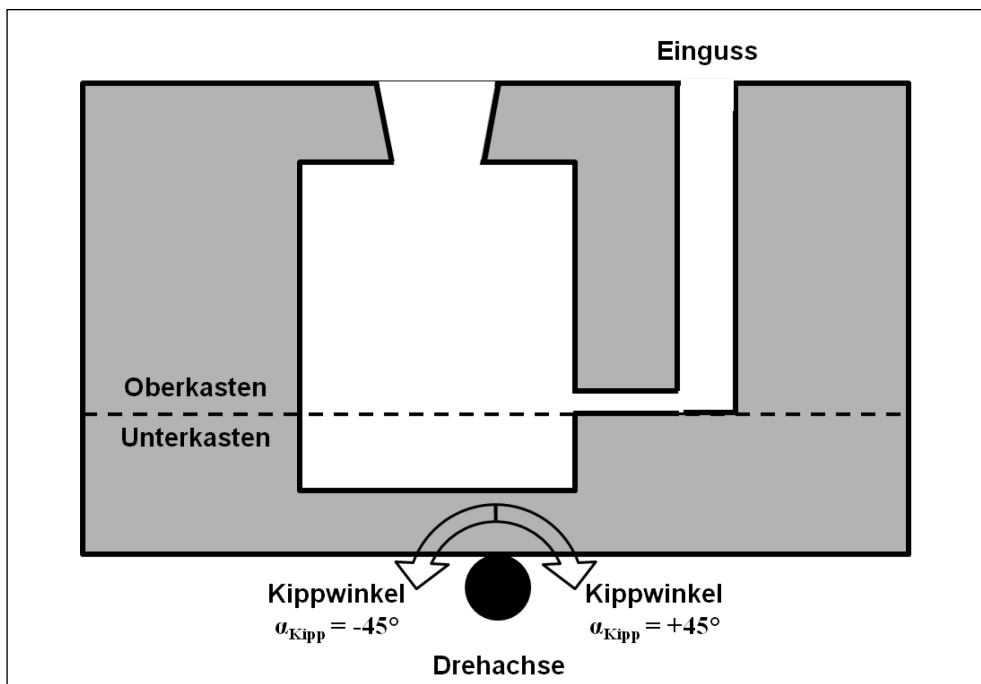


Abbildung 2.25, schematische Darstellung der Kippgießtechnologie einer Schwermetallgießerei

Vor Gießbeginn wird die Form um einen Kippwinkel α_{Kipp} von $+30^\circ \leq \alpha_{\text{Kipp}} \leq +45^\circ$ auf den Einguss zu gekippt. Während der Formfüllung wird die Form zurückgeschwenkt bis bei Erreichen eines Kippwinkels $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ die Formfüllung abgeschlossen ist. Diese Kippbewegung soll der Reduzierung bzw. Vermeidung des Eintrages nichtmetallischer Einschlüsse in das Gussteil dienen.

Unmittelbar anschließend wird die Form während der Erstarrung der Schmelze in einem Kippwinkel α_{Kipp} von $-30^\circ \leq \alpha_{\text{Kipp}} \leq -45^\circ$ positioniert, um "aus dem Eingusssystem eine zusätzliche nachspeisende Wirkung für das Bauteil zu erzielen". Sowohl das Gießen, wie auch das Kippen der Form werden manuell von jeweils mindestens einer Person getätigt, was im Vergleich zu anderen Gießprozessen zu erhöhten Personalkosten führt.

Der beschriebene Prozess erfüllt den Informationen nach die gesetzten Ziele, sodass die Technologie auch zum Zeitpunkt der Erstellung dieser Arbeit im Unternehmen zur Herstellung von Schwermetall-Gussteilen mit einem Gießgewicht von mehr als 15kg Anwendung findet. Das Gießsystem von Neuformen wird jedoch nunmehr bevorzugt mit Gießfiltern ausgestattet, sodass sich der Anteil der im Kippgießverfahren hergestellten Produkte kontinuierlich verringert.

F. Chiesa, B. Duchesne und J. Baril informieren in ihrem Bericht über die "Umstellung eines mechanisch bearbeiteten Aluminiumgehäuses der Legierung 6061 auf ein

Magnesium-Sandgussteil aus AZ 91E", dass das Kippen der kunstharzgebundenen Sandform um einen Winkel von 15° während der Füllung zur fehlerfreien Herstellung des großflächigen und dünnwandigen Gussteils notwendig ist. Dies war sowohl das Ergebnis der Simulation der Formfüllung wie auch der anschließenden Gießversuche [46; S. 491-498].

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Anwendung des Kippgießverfahrens zur Füllung verlorener Formen mit metallischer Schmelze in der Praxis bisher nur in sehr geringem Umfang verbreitet ist. Gleichfalls liegen auch nur vereinzelte wissenschaftliche Untersuchungsberichte über den Einfluss des Kippgießens auf die Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen, die in verlorenen Formen vergossen wurden, vor.

Da sich die physikalischen Zusammenhänge beim Einfließen metallischer Schmelzen in verlorene Sandformen in gleicher Form darstellen, wie beim Einfließen in metallische Dauerformen, muss davon ausgegangen werden, dass die technologischen Vorteile des Kippgießverfahrens auch beim Sandguss zum Tragen kommen können.

J. Mi, R. A. Harding und J. Campbell greifen diesen Ansatz in einer grundsätzlichen Untersuchung über den Einfluss des Kippgießverfahrens auf die mechanischen Eigenschaften - hier insbesondere auf die Zugfestigkeit R_m - auf [47; S. 325-334].

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine große Anzahl an Probestäben aus einer Aluminium-Kupfer-Gusslegierung mit einem Kupfer-Gehalt von 4,5% bei einer Gießtemperatur von $T_G = 730^\circ\text{C}$ in Sandformen in einer dem Durville-Verfahren entsprechenden Versuchsanordnung hergestellt.

Zur Herstellung der Sandformen wurde Quarzsand mit einem kalthärtenden Kunstharz-Bindersystem (Pep-Set-Verfahren) verfestigt. Programmgesteuert variiert wurden bei den verschiedenen Versuchsreihen einige Prozessparameter, wie z. B. der Kippwinkel zu Beginn der Formfüllung und die Kippgeschwindigkeit, gemessen in Winkel-Grad pro Sekunde ($^\circ\text{s}^{-1}$). Die derart hergestellten Sandguss-Probestäbe wurden nach einer Wärmebehandlung mechanisch auf das gewünschte Endmaß hin bearbeitet und anschließend auf ihre Zugfestigkeit R_m hin geprüft. Zum Vergleich wurden auch Sandgussprobestäbe mit Hilfe des Schwerkraft-Gießverfahrens hergestellt, sowohl mit fallender, wie auch mit steigender Formfüllung.

Überprüft wurde der reale Verlauf der Formfüllung im Rahmen dieser Untersuchung durch Röntgenaufnahmen, mit denen einzelne Phasen des Füllvorganges dokumentiert werden konnten. Zusätzlich wurde die Formfüllung der Probeform auch mit Hilfe eines Simulationsprogrammes rechnerisch nachgebildet. Die ermittelten Werte der Zugfestigkeit der Proben wurden mit Hilfe der Weibullanalyse statistisch bewertet. Zusammenfassend wurde mit Hilfe dieser Ergebnisse eine Grafik erzeugt, in der die Abhängigkeit zur Herstellung "zuverlässiger Gussteile" von den Prozessparametern Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} und Geschwindigkeit der Schmelzefront v dargestellt wird.

Aufbauend auf [47] fasst R. A. Harding die Ergebnisse weiterer Untersuchungen in [48; S. 142-146] wie folgt zusammen:

- Es herrscht eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der Formfüllungssimulation und den Ergebnissen der Röntgenaufnahmen der realen Formfüllung. Die Formfüllungssimulation ist ein geeignetes Instrument zur Analyse und Optimierung des Kippgießprozesses.
- Bezogen auf die Zugfestigkeit ist die Zuverlässigkeit von Probestäben, die mit dem Kippgießverfahren hergestellt wurden, abhängig vom Kippwinkel zu Beginn der Formfüllung und von der Kippgeschwindigkeit. Die Ergebnisse beruhen auf der Berechnung der Ausfallwahrscheinlichkeit der Proben mit Hilfe der Weibullanalyse.
- Bezogen auf die Zugfestigkeit nimmt die Zuverlässigkeit von Probestäben stark ab, sobald die mittlere Geschwindigkeit v der Schmelzefront am Ende des Laufsystems den Wert von $\sim 0,5 \text{ ms}^{-1}$ überschreitet.
- Eine sorgfältige Ausführung des Kippgießprozesses ermöglicht es, Gussteile herzustellen, die eine höhere Zuverlässigkeit aufweisen, als Gussteile, die mit steigendem Schwerkraft-Gießverfahren hergestellt werden [48; S. 142-146].

Über die Ergebnisse der zuvor beschriebenen Untersuchung informieren J. Mi, A. R. Harding und J. Campbell weiterhin im Rahmen einer Abhandlung über den Einfluss oxydischer Verunreinigungen auf die Zuverlässigkeit von Gussteilen [49; S. 2893-2902].

Den genannten Veröffentlichungen [47] [48] [49] ist gemein, dass sich das Ziel und die Ergebnisse der Untersuchungen auf die Entwicklung der mechanischen Eigenschaften der Gussteile unter dem Einfluss des Kippgießens konzentrieren. Aussagen über das Verhalten der Gießeigenschaften unter dem Einfluss des Kippgießens, die für die wiederholgenaue Herstellung qualitativ hochwertiger Gussteile gleichermaßen von Bedeutung sind, sind in diesen Berichten nicht enthalten.

Somit ist es wünschenswert, über die Ergebnisse aus [47] [48] [49] hinaus vertiefend zu überprüfen, ob die Anwendung des Kippgießverfahrens bei Gussteilen, die in verlorenen Formen hergestellt werden, auch unter Anwendung praxisnaher Prozesstechniken zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führen kann. Diese Untersuchungen sollten darüber hinaus erstmals auch Aussagen über den Einfluss des Kippgießens auf die Gießeigenschaften, d. h. auf das Fließ- und Formfüllungsvermögen und die Warmrissneigung von Aluminium-Gusslegierungen bei der Anwendung verlorener Formen geben.

2.5 Simulation gießtechnischer Prozesse

"Simulation ist die Beschreibung der Wirklichkeit durch ein sinnvolles physikalisch-mathematisches Modell" [3; S. 351]. Zeitgleich mit der Entwicklung digitaler Rechner begann Anfang der 1960er Jahre Dr. K. Fursund damit, gießereispezifische Problemlösungen, z. B. hinsichtlich der Penetration von Stahl in eine Sandform unter Nutzung dieser neuen Technologie zu entwickeln [50; S. 94-109].

Wurden zu dieser Zeit für die Berechnungen noch spezielle, ausschließlich zur wissenschaftlichen Anwendung ausgelegte Programme genutzt, so stehen seit Ende der 1980er Jahre mit der Entwicklung prozessorientiert aufgebauter Simulationsprogramme inzwischen zahlreiche kommerzielle Programme zur Simulation gießtechnischer Teilprozesse, insbesondere zur Formfüllungs- und Erstarrungssimulation sowohl für Forschungszwecke, wie auch für die industrielle Produkt- und Prozessentwicklung zur Verfügung.

Die numerische Formfüllungs- und Erstarrungssimulation stellt "die Lösung eines physikalischen Modells durch mathematische (Differential-)Gleichungen und die Abbildung des Berechnungsgebietes (hier: Gussteil und Form) durch eine

Diskretisierung einzelner Elemente" dar [50; S. 94-109]. Die Lösung dieser Gleichungssysteme erfolgt mittels einer der nachfolgend genannten mathematischen Berechnungsmethoden.

Die Finite-Elemente-Methode (FEM) wurde Mitte der 1940er Jahre speziell für Lastfallberechnungen z. B. von Flugzeugkomponenten entwickelt. Die Finite-Differenzen-Methode (FDM) wie auch die Finite-Volumen-Methode (FVM) haben ihren Ursprung im Bereich der Strömungsmechanik. Deshalb werden diesen Lösungsverfahren gegenüber der Finite-Elemente-Methode "Vorteile in der Berechnung von Wärme- und Stofftransportvorgängen" zugeschrieben [50; S. 94-109]. Das in dieser Arbeit für die Simulation der Formfüllungsvorgänge zur Anwendung kommende Programm RWP Experto ViewCast basiert auf der Anwendung der Finite-Volumen-Methode, während das für die Erstarrungssimulation verwendete Programm RWP WinCast die Finite-Elemente-Methode nutzt.

Die zur Berechnung der jeweiligen mathematischen (Differential-)Gleichungen erforderliche Vernetzung des Berechnungsgebietes (Diskretisierung) erfolgt in Form unstrukturierter oder strukturierter Netze. Während ein unstrukturiertes Netz durch Abbildung des Berechnungsgebietes mittels Tetraedern, Pentaedern und/oder Hexaedern entsteht, basiert ein strukturiertes Netz auf der Anwendung regulärer Hexaeder [50; S. 94-109]. Dem Stand der Simulationsprogramme entsprechend verfügen die Simulationsprogramme RWP Experto ViewCast und RWP WinCast über einen integrierten Netzgenerator zur automatisierten Diskretisierung des Berechnungsgebietes.

Gemein ist den verschiedenen Programmen der Ablauf einer numerischen Simulation, der sich nach **Abbildung 2.26** in drei Teilschritte untergliedert:

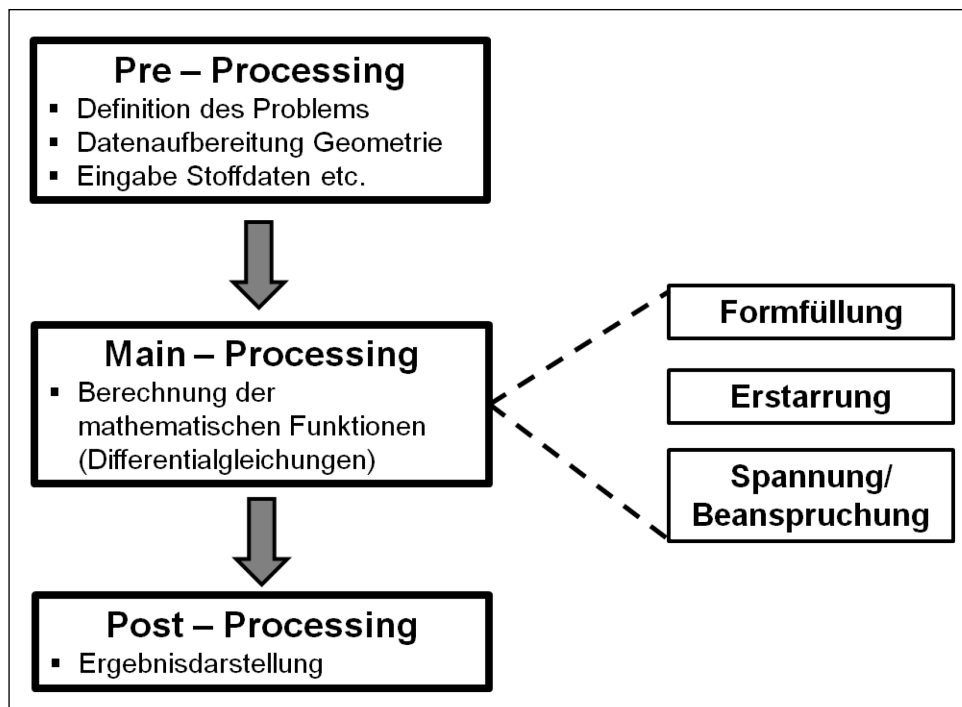


Abbildung 2.26, schematische Darstellung des Ablaufes einer numerischen Simulation, nach [51; S. 19]

Pre-Processing: Nachdem die Konstruktion des zu simulierenden Gussteils einschließlich des Anschnitt- und Speisungssystems abgeschlossen ist und in Form von CAD-Daten vorliegt, wird die Geometrie mit Hilfe des Netzgenerators in eine diskrete Zahl geeigneter Elemente unterteilt. Das Netz sollte die Geometrie des Berechnungsgebietes möglichst exakt abbilden. Anschließend erfolgt die Festlegung der Randbedingungen der Berechnungen. Dazu verfügt z. B. das Programm Experto ViewCast über eine Stoffdatenbank, in der die thermophysikalischen Stoffdaten zahlreicher Guss- und Formwerkstoffe hinterlegt sind. Die Eingabe individueller Prozessparameter, wie z. B. Temperatur der Schmelze und der Form zu Gießbeginn, Beginn und Dauer von Kühl- oder Heizzyklen, Wärmeübergangskoeffizienten etc. schließt den ersten Teilschritt ab.

Zu beachten ist, dass die Qualität der Ergebnisse der Simulation eines Gießprozesses in hohem Maß von der Detailgenauigkeit des Netzes, wie auch von der Güte der angewandten Stoffdaten und eingegebenen Prozessparameter beeinflusst wird [51; S. 21].

Main-Processing: Der zweite Teilschritt der numerischen Simulation beinhaltet die Lösung der der Programmsystematik zu Grunde liegenden mathematischen Gleichungen. Die Simulation der Formfüllung metallischer Schmelzen basiert

grundsätzlich auf der Lösung der Navier-Stokes-Gleichungen für inkompressible Newtonsche Flüssigkeiten. Im Einzelnen sind dies der Impulserhaltungssatz, der Massenerhaltungssatz und der Energieerhaltungssatz. Die Simulation der Erstarrung metallischer Schmelzen erfolgt im Wesentlichen durch die Lösung der Energieerhaltungsgleichung, wobei, sofern z. B. Massenspeisungsvorgänge berücksichtigt werden sollen, auch die Lösungen des Impuls- und des Massenerhaltungssatzes mit einbezogen werden müssen [51; S. 22-23].

Post-Processing: Nach Abschluss der Berechnungen werden die Ergebnisse der Simulation im Teilschritt Post-Processing grafisch aufbereitet. Sie sind dann wahlweise in farbigen 2-dimensionalen Diagrammen oder 3-dimensionalen Bildern am Bildschirm des Rechners aufrufbar. Mit zunehmender Rechenleistung der Prozessoren und stetig verfeinerten Grafikprogrammen steigt auch das Angebot unterschiedlichster Darstellungs- und Auswertungsmöglichkeiten der Simulationsprogramme.

So ist die rasche Erstellung von Filmen zur Darstellung des zeitlichen Verlaufes der Formfüllung oder Erstarrung inzwischen ebenso üblich, wie die Möglichkeit, an beliebigen Punkten Schnitte durch die Bauteilgeometrie zu legen, um innere Vorgänge zu betrachten.

Die mathematisch-physikalischen Berechnungen basieren hinsichtlich stoffspezifischer Parameter auf den Angaben aus Stoffdatenbanken, deren Werte von der Aktualität und Vollständigkeit der jeweiligen Datenbank abhängen. Weitere Randbedingungen der Berechnungen können individuell vom Anwender festgelegt werden. Unter Berücksichtigung der sich daraus ergebenden Einflussmöglichkeiten des Anwenders stellen die Ergebnisse einer Simulation eine Näherung dar, deren Abgleich mit den real zu erwartenden Abläufen der sachkundigen Beurteilung durch den Fachmann erfordert.

3 Planung und Durchführung der Untersuchungen

Es entspricht dem Stand der Wissenschaft und Technik, gießtechnologische Zusammenhänge sowohl mit Hilfe experimenteller Versuchsreihen, wie auch unter Anwendung numerischer Simulationstechniken zu untersuchen. Beide Methoden können jeweils als alleinige Form der Untersuchung angewendet werden. Häufig wird in der experimentellen Wissenschaft eine Kombination dieser Methoden genutzt, z. B. in Form vergleichender Analysen. Als Beispiel hierfür sei eine bereits zuvor zitierte Untersuchung über die Formfüllvorgänge beim Kippgießverfahren genannt [26; S. 49-56].

Die bei den im Rahmen der vorliegenden Arbeit zu untersuchenden Vorgänge der Formfüllung und Erstarrung in verlorenen Formen eignen sich in besonderem Maße dazu, sowohl mittels experimenteller Versuchsmethodik, wie auch mittels aktueller Simulationstechniken untersucht zu werden. Die bei der Prozesssimulation zu berücksichtigenden Randbedingungen richten sich nach den Prozessparametern der experimentellen Versuchsreihen, die, wie nachfolgend beschrieben, im Rahmen der Versuchsplanung festgelegt werden.

Die experimentellen Versuchsreihen wurden im Gießereilabor der Fachhochschule Südwestfalen am Standort Meschede durchgeführt.

3.1 Entwicklung der Probengeometrie

Wie bereits im Kapitel 2.1 "Werkstofftechnologische Grundlagen" dargelegt, werden Probekörper zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften, wie z. B. Zugproben nach DIN 50125 und Probekörper zur Beurteilung von Gießeigenschaften metallischer Schmelzen bisher in unterschiedlichen Formen und in getrennten Fertigungszyklen hergestellt. Diese Vorgehensweise führt dazu, dass bei der Herstellung der verschiedenen Probekörper die Ist-Werte wichtiger Prozessparameter (siehe hierzu auch Kapitel 3.2, Verfahrenstechnische Grundlagen), wie z. B. Gießtemperatur, Gießdruck oder Gießzeit Schwankungen unterworfen sind, die vom jeweiligen Versuchsaufbau und Versuchsablauf abhängig sind.

Probenformen, die in vorangegangenen wissenschaftlichen Veröffentlichungen beschrieben wurden, bieten folglich nicht die Möglichkeit, sowohl die mechanischen, als auch die gießtechnischen Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen in einem Prozessschritt zu beurteilen.

Zur Reduzierung dieser prozessbedingten Schwankungen wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit die Herstellung der Zugproben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften, wie auch zur Beurteilung der gießtechnischen Eigenschaften in einem Prozessschritt mittels einer kombinierten Probenform erfolgen.

Als zusätzliche Anforderung an die zu entwickelnde Probenform ist weiterhin zu berücksichtigen, dass die Formfüllung sowohl in steigender Gießweise, als auch in fallender Gießweise anzuwenden ist.

In Vorbereitung der in der vorliegenden Arbeit durchzuführenden experimentellen Untersuchungen wurde zunächst eine neuartige Probenform mit Hilfe des CAD-Programms Solid Edge der Firma Siemens Industrie Software GmbH & Co. KG konstruiert, die diese Anforderungen erfüllt.

Wesentliches Merkmal der in **Abbildung 3.1** dargestellten Probenform stellen die in den nachfolgenden Kapiteln 3.1.1. bis 3.1.3 näher beschriebenen Einzelheiten 1 bis 3 dar, deren Zuordnung zu den zu prüfenden Eigenschaften wie folgt gegeben ist:

- Einzelheit (1): mechanische Eigenschaften
- Einzelheit (2): Gießeigenschaften, hier: Fließ- und Formfüllungsvermögen
- Einzelheit (3): Gießeigenschaften, hier: Warmrissneigung

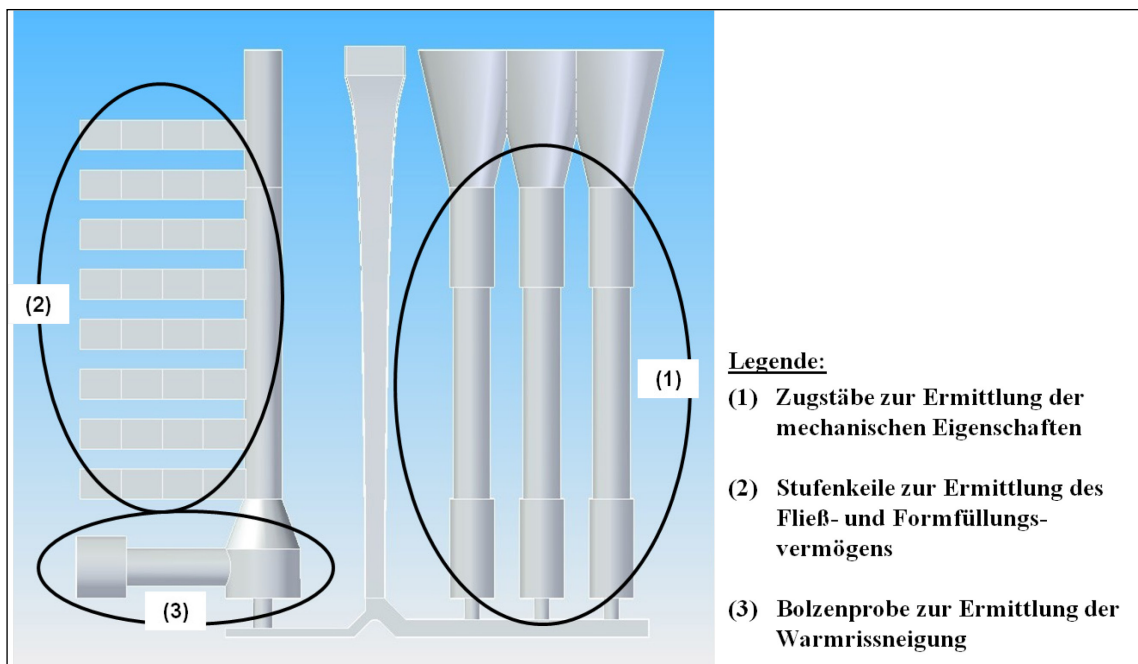


Abbildung 3.1, kombinierte Probengeometrie für Zugproben und Proben zur Bestimmung gießtechnischer Eigenschaften, hier: Ausführung für die steigende Formfüllung

3.1.1 Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Einzelheit (1) in Abbildung 3.1 stellt die Gussgeometrie von 3 geometrisch identischen Probestäben dar, die als Zugproben mit Hilfe des Zugversuches für metallische Werkstoffe bei Raumtemperatur nach DIN EN ISO 6892-1 (siehe Kapitel 3.7) der Bestimmung der mechanischen Eigenschaften der zu untersuchenden Legierungen dienen.

Die Abmessungen und Gestaltung (**Abbildung 3.2**) dieser Probestäbe wurden so gewählt, dass verschiedenen normgerechte Zugproben herstellbar sind.

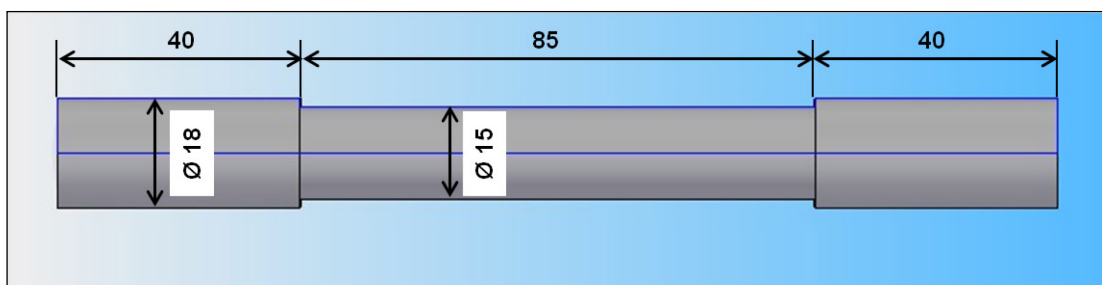


Abbildung 3.2, Abmessungen der Zugprobe im Gusszustand

In der DIN EN ISO 6892-1:2009:12 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Kapitel 6.1.1, Absatz 2, Satz 2 wird ausgeführt: "Erzeugnisse mit gleichbleibendem Querschnitt (Profile, Stäbe, Drähte usw.) sowie gegossene Probestücke (z. B. Gusseisen, Nichteisen-Legierungen) dürfen ohne Bearbeitung geprüft werden" [52, S. 14]. Die Probestäbe erfüllen diese Anforderungen, sodass sie ohne weitere mechanische Bearbeitung für einen normkonformen Zugversuch eingesetzt werden können.

Weiterhin ist es möglich, aus dieser Probengeometrie durch mechanische Bearbeitung Zugproben nach DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben, Kapitel 4.2 vom Typ Zugprobe DIN 50125 - B 8 x 40 herzustellen [53, S. 6-7]. **Abbildung 3.3** zeigt die zuvor beschriebenen Typen von Zugproben, die im Rahmen der vorliegenden Untersuchung zur Anwendung kommen.

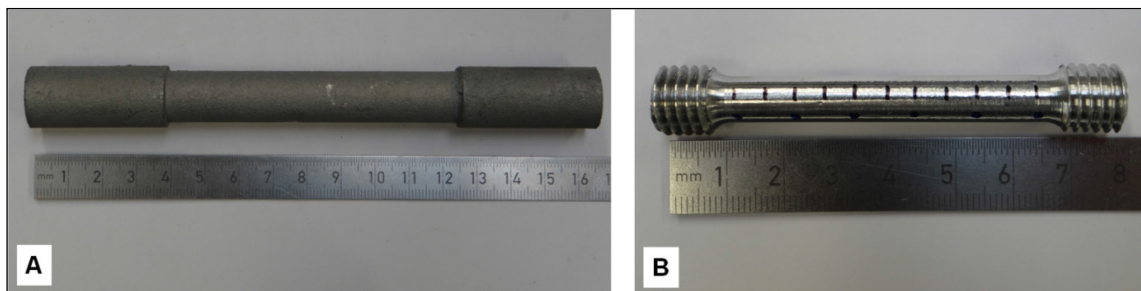


Abbildung 3.3, A: unbearbeitete Zugprobe; B: Zugprobe DIN 50125 - B 8 x 40

3.1.2 Proben zur Untersuchung des Formfüllungs- und Fließvermögens

Abbildung 3.4 zeigt die Einzelheit (2), mit deren Hilfe das Formfüllungs- und Fließvermögen der jeweiligen Schmelzen untersucht wird. Es handelt sich hierbei um acht (lfd. Nrn. I bis VIII) übereinander angeordnete, geometrisch gleichartig ausgeführte Stufenkeile, die durch einen zylindrischen Steigkanal mit einem Durchmesser $d = 15\text{mm}$ miteinander verbunden sind. Jeder Stufenkeil besteht aus 4 Stufen (lfd. Nrn. i bis iv), die derart gestaltet wurden, dass folgende Eigenschaften der Geometrie erfüllt werden:

- die Wandstärke d verringert sich von technisch realisierten Größen (Stufen-Nr. i, $d = 3\text{mm}$) hin zu sehr kleinen Größen (Stufen-Nr. iv, $d = 0,5\text{mm}$)
- Kanten, Radien und Wandstärkenübergänge sind scharfkantig ausgeführt

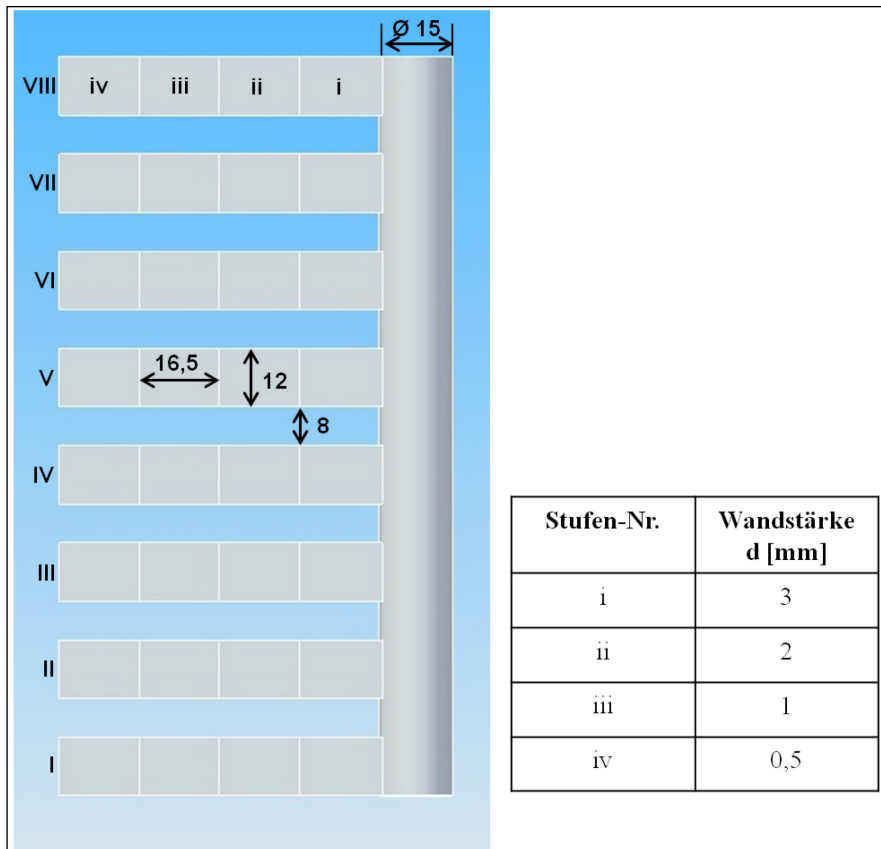


Abbildung 3.4, Stufenkeile, Einzelheit 2 aus Abbildung 3.1

In Anlehnung an vergleichbare Untersuchungsmethoden, wie z. B. die Fließspirale [19; S. 745-748], wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit das prozentuale Verhältnis der Summe der Länge der jeweils ausgelaufenen Stufenkeile l_{gesamt} zur Gesamtlänge $l_{\text{max.}}$ der acht Stufenkeile als Maß für das Fließvermögen (FV) der Schmelze herangezogen. Die maximale Länge jedes der acht Stufenkeile beträgt $l_n = 66\text{mm}$, sodass sich die Gesamtlänge $l_{\text{max.}}$ zu $l_{\text{max.}} = 528\text{mm}$ ergibt.

$$\text{Fließvermögen FV [\%]} \quad FV = \frac{l_{\text{gesamt}}}{l_{\text{max.}}} \times 100\% \quad (3.1)$$

Die Bewertung des Formfüllungsvermögens einer Schmelze erfolgt bei Verwendung der sog. Kugelprobe durch Bestimmung der nicht ausgelaufenen Fläche A in der Kugel [20; S. 50-54]. Bei der hier vorliegenden Untersuchung wird als Maß für das Formfüllungsvermögen einer Schmelze das prozentuale Verhältnis der ausgelaufenen Gesamtfläche A_{gesamt} zur maximal abzubildenden Gesamtfläche $A_{\text{max.}} = 6.336\text{mm}^2$ der acht Stufenkeile ermittelt nach:

$$\text{Formfüllungsvermögen FFV [\%]} \quad FFV = \frac{A_{\text{gesamt}}}{A_{\text{max.}}} \times 100\% \quad (3.2)$$

Zur Ermittlung der Ergebnisse werden die Abmessungen der Stufenkeile der hergestellten Proben unter Anwendung eines hochauflösenden digitalen Auflichtmikroskops (Fabrikat Keyence, Typ VHX-600) mit Hilfe eines automatischen Bildauswertungssystems hinsichtlich ihrer Fläche und der Auslauflänge vermessen und dokumentiert. **Abbildung 3.5** zeigt diese Art der Bildauswertung am Beispiel der automatischen Flächenberechnung.

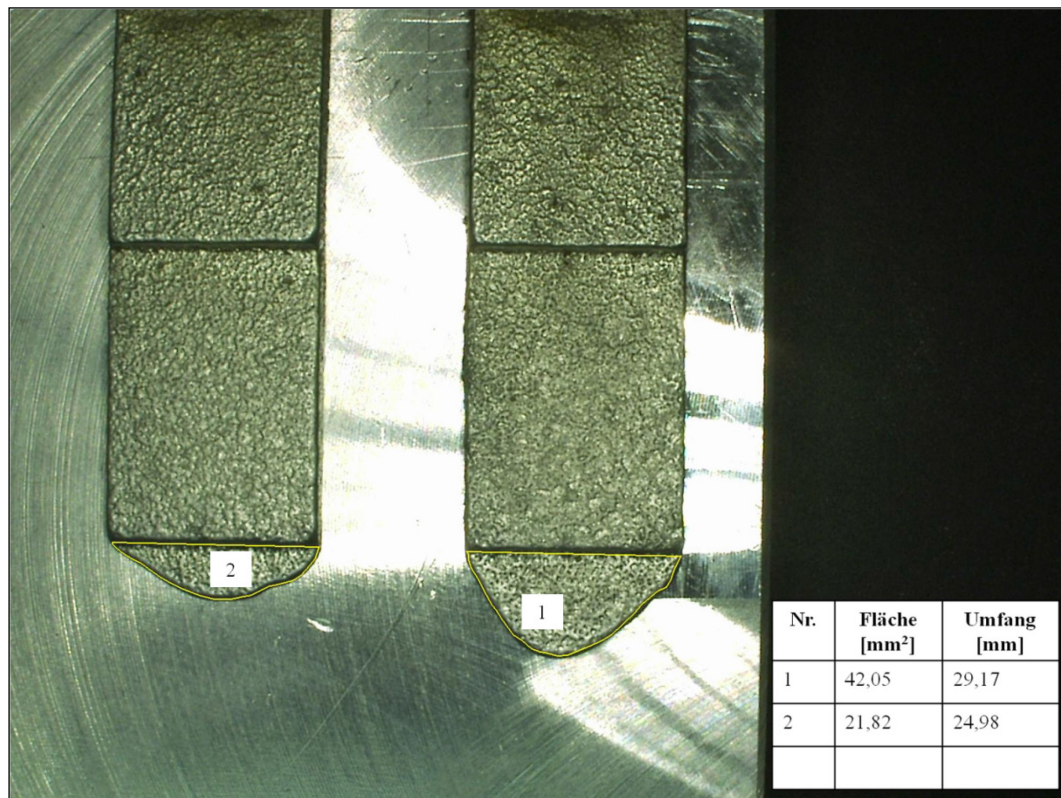


Abbildung 3.5, Beispiel einer automatischen Bildauswertung zur Flächenbestimmung des Formfüllungsvermögens

3.1.3 Proben zur Untersuchung der Warmrissneigung

Wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben, wird die Neigung einer metallischen Schmelze zur Bildung von Warmrissen u. a. durch die Geometrie des Gussteils beeinflusst. Deshalb werden Untersuchungen zur Warmrissneigung an Proben durchgeführt, deren Geometrie und Abmessungen so ausgelegt sind, dass sich während der Erstarrung einerseits thermische Zentren bilden und andererseits eine Behinderung der Schwindung zu lokal erhöhten Zugspannungen in den Proben führt.

Die entsprechend gestaltete Probengeometrie (Einzelheit 3) zeigt **Abbildung 3.6**. Auf Grund der erheblichen Wandstärkenunterschiede läuft die Erstarrung in den linken und rechten äußeren Bereichen gegenüber dem mittleren Verbindungsstab zeitlich verzögert ab und führt derart zur Ausbildung thermischer Zentren. Auch ist von einer Behinderung der Schwindung des mittleren Verbindungsstabes durch den umgebenden kunstharzgebundenen Formstoff auszugehen. In Verbindung mit den scharfkantig ausgeführten Wandstärkenübergängen kann auf die Entstehung lokal erhöhter Zugspannungen während der Erstarrung geschlossen werden.

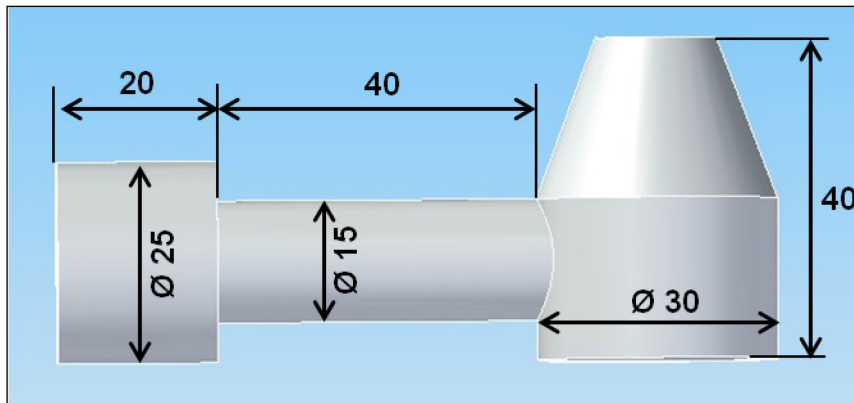


Abbildung 3.6, Warmrissprobe, Einzelheit 3 aus Abbildung 3.1

Der Verfahrensablauf zum Auffinden und zur Beurteilung der Risse mittels einer Eindringprüfung erfolgt unter Berücksichtigung der Vorgaben folgender Normen:

- EN ISO 3452-1 Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung - Teil 1: Allgemeine Grundlagen
- EN ISO 3059 Zerstörungsfreie Prüfung - Eindringprüfung und Magnetpulverprüfung - Betrachtungsbedingungen

Als Maß für die Warmrissneigung wird im Rahmen dieser Untersuchung die Warmrisshäufigkeit WRH als das prozentuale Verhältnis der Anzahl n_{Riss} der durch die Farbeindringprüfung mit unbewehrtem Auge erkennbaren Proben mit Rissanzeigen bezogen auf die Gesamtzahl n_{gesamt} der geprüften Proben gewertet.

Warmrisshäufigkeit WRH [%]
$$WRH = \frac{n_{\text{Riss}}}{n_{\text{gesamt}}} \times 100\% \quad (3.3)$$

3.1.4 Gieß- und Anschnitttechnik

Der Aufgabenstellung dieser Arbeit entsprechend wird die Ausführung der Probenform als geeignet für die steigende und die fallende Gießweise (Formfüllung) ausgelegt. Bei der fallenden Gießweise erübrigt sich die Berechnung eines Gieß- und Anschnittsystems weitgehend, da hierbei, wie in Kapitel 2.2 beschrieben, die Füllung durch unmittelbares Eingießen der Schmelze in die noch oben offene Form erfolgt. Für das Schwerkraft-Gießverfahren mit steigender Formfüllung entspricht es dem Stand der Technik, ein dem Gusskörper entsprechendes Einlauf- und Anschnittsystem nach den Grundlagen von F. Nielsen [27] zu berechnen. Ziel dieser Maßnahme ist es, die aus der Gießhöhe h_G der Schmelze im Einguss resultierende kinetische Energie durch kontinuierliche Reduzierung des Querschnitts und Richtungsänderungen des Einlaufs abzubauen und damit die Geschwindigkeit der Schmelze vor Eintritt in die Kavität gezielt zu reduzieren.

Das Volumen V des Gussrohteils, bestehend aus den drei Zugstäben und dem gegenüberliegenden Probekörper zur Beurteilung der Gießeigenschaften (**Abbildung 3.7**) beträgt nach Auswertung der CAD-Daten $V \sim 306\text{cm}^3$. Unter Annahme eines durchschnittlichen spezifischen Gewichtes ρ der zur Anwendung kommenden Aluminium-Gusslegierungen von $\rho = 2,70\text{g/cm}^3$ beträgt das Rohteilgewicht G_n des Gussteils $G_n \sim 826\text{g}$.

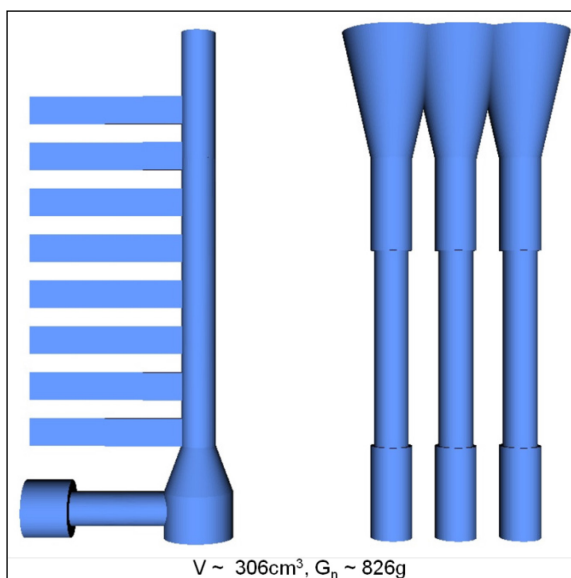


Abbildung 3.7, Volumen des Gussrohteils (CAD-Daten)

Zur Berechnung der Geometrie eines nicht druckbeaufschlagten Einlaufs wird hier die Gießzeit mit $t_G = 6s$ angenommen. Der erforderliche Volumenstrom \dot{V} wird berechnet nach der Gleichung

$$\text{Volumenstrom } \dot{V} [\text{cm}^3\text{s}^{-1}] \qquad \dot{V} = \frac{V \times F}{t_G} \qquad (3.4)$$

mit

$F = \text{Zeitfaktor} = 2,0$ (für steigende Formfüllung, Zylinder)

Der zur Formfüllung erforderliche Volumenstrom \dot{V} beträgt für die beschriebenen Probengeometrie nach Einsetzen in (3.4)

$$\dot{V} = \frac{306\text{cm}^3 \times 2,0}{6s} = 102\text{cm}^3/s$$

Eine Standardisierung von Einlaufgeometrien für vertikal geteilte Sandgussformen nimmt F. Nielsen unter dem Begriff "Einlauf Typ K" vor. Die Unterteilung dieser standardisierten Einläufe geschieht in Abhängigkeit vom Nominalwert des Volumenstroms \dot{V} . Im entsprechenden Tabellenwerk wird im vorliegenden Fall zur weiteren Berechnung ein Einlauf vom Typ K100 gewählt, der für einen Volumenstrom $\dot{V} = 100\text{cm}^3/s$ ausgelegt ist [27; S. 16].

Zur Berechnung der Querschnitte A des Einlaufs für das Schwerkraft-Gießverfahren wird die Gleichung

$$\text{Querschnitt A Schwerkraft-Gießverfahren } [\text{cm}^2] \qquad A = \frac{C}{h^n} \qquad (3.5)$$

angewendet, mit

$C = \text{Konstante der Querschnittsgleichung}$

$n = \text{Exponent, den Fallhöhen zugeordnet [27; S. 14]}$

Die Werte der genannten Faktoren sind gleichfalls dem Tabellenwerk von F. Nielsen entnommen und betragen $C = 4,62\text{cm}^{2+n}$ und $n = 0,725$ [27; S. 16].

Im vorliegenden Fall ist zu berücksichtigen, dass die Einlaufgeometrie sowohl für die stehende Gießweise, als auch für die in unterschiedlichen Winkeln gekippte Gießweise geeignet ist. Eine Berechnung der Querschnitte A für das Kippgießverfahren wird nach der Gleichung

Querschnitt A Kippgießverfahren [cm²]

$$A = \frac{C}{(h \times \cos(\gamma))^n} \quad (3.6)$$

durchgeführt, mit

C = Konstante der Querschnittsgleichung

n = Exponent, den Fallhöhen zugeordnet [27; S. 14]

γ = mittlerer Kippwinkel

Der mittlere Kippwinkel γ errechnet sich nach der Gleichung

$$\text{Mittlerer Kippwinkel } \gamma [^\circ] \quad \gamma = \beta + \frac{\alpha - \beta}{2} \quad (3.7)$$

mit, wie in **Abbildung 3.8** dargestellt

α = Winkel Gießbeginn [°]

β = Winkel Gießende [°]

γ = mittlerer Kippwinkel [°]

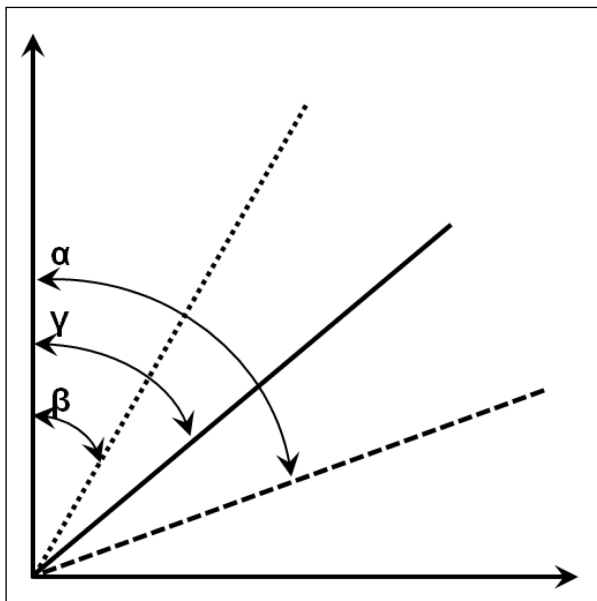


Abbildung 3.8, mittlerer Kippwinkel γ , schematische Darstellung

Bei den experimentellen Untersuchungen finden für den Gießbeginn Werte für den Kippwinkel α im Bereich von $70^\circ \leq \alpha \leq 0^\circ$ Anwendung. Der Winkel β zum Gießende beträgt in allen Fällen $\beta = 0^\circ$. Somit nimmt γ einen maximalen Wert von $\gamma = 35^\circ$ an, was einem Wert $\cos 35^\circ = 0,8192$ entspricht.

Zur Vereinheitlichung des Eingusses für die unterschiedlichen Kippwinkel ist es auf Grund der geringen Differenz der Ergebnisse bei der Berechnung der Einguss-

querschnitte bei konstanten Höhen h nach Gleichung (3.5) und (3.6) zulässig, diesen nach Gleichung (3.6) unter Anwendung des maximalen Kippwinkels α zu Gießbeginn mit $\alpha = 70^\circ$ zu berechnen.

In **Abbildung 3.9** wird der konstruktive Aufbau der für die steigende Formfüllung im Schwerkraft- und Kippgießverfahren entwickelten Probengeometrie vorgestellt. Abgebildet ist auch das nicht druckbeaufschlagte Lauf- und Anschnittsystem, das nach den Regeln von F. Nielsen gestaltet ist. Das Gesamtvolumen des Gussteils beträgt den CAD-Daten zufolge inklusive Einguss- und Laufsystem $V_{\text{gesamt}} = 353\text{cm}^3$.

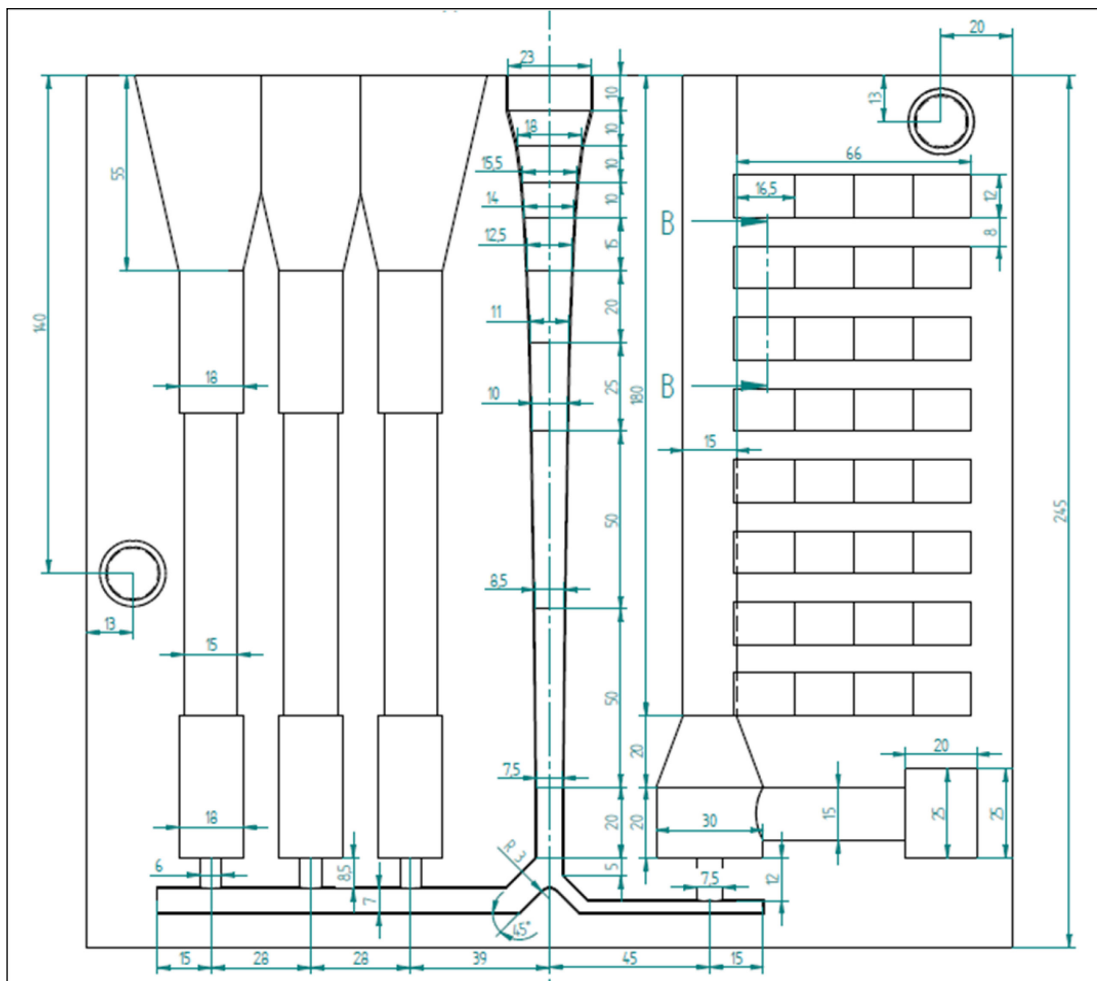


Abbildung 3.9, Konstruktionszeichnung der Probengeometrie für die steigende Formfüllung

Die Daten der mittels der CAD-Software Solid Edge der Firma Siemens PLM Software GmbH & Co. KG erzeugten Konstruktionszeichnung der Probengeometrie sind u. a. auch Grundlage zur Erzeugung des für die Herstellung der verlorenen Formen erforderlichen Kernkastens.

3.1.5 Werkzeug zur Herstellung der Formen

Zur Herstellung der für die Versuchsreihen erforderlichen verlorenen Formen wurde unter Anwendung der CAD-Daten der in **Abbildung 3.10** dargestellte 3-teilige Kernkasten aus einer Aluminium-Knetlegierung gefertigt.



Abbildung 3.10, 3-teiliger Kernkasten zur Herstellung der verlorenen Formen

Mit Hilfe dieses Kernkastens können kalt- und wärthärtende organische Formstoffgemische auf einer industriellen Kernschießmaschine zur Herstellung von verlorenen Formen für die durchzuführenden Versuche unter reproduzierbaren Fertigungsparametern verarbeitet werden. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird ein handelsübliches gashärtendes Formstoffgemisch vom System Polyurethan-Cold-Box verwendet. Die Parameter des Formherstellungsprozesses werden bei allen Versuchsreihen konstant gehalten.

3.2 Messung der Geschwindigkeit der Schmelzefront während der Formfüllung

Die Gefahr turbulenter Formfüllung metallischer Schmelzen nimmt mit steigender Geschwindigkeit v zu (siehe Kap. 2.2). Somit kommt zur Beurteilung eines Formfüllvorgangs hinsichtlich seines strömungstechnischen Verlaufs der Kenntnis über die Geschwindigkeit v der Schmelze bei der Füllung große Bedeutung zu.

Wie in Kapitel 2.5 ausgeführt, stellen die Ergebnisse einer Formfüllungssimulation eine Näherung dar, deren Übereinstimmung mit den Ist-Werten im Rahmen dieser Arbeit

durch geeignete Messungen überprüft werden soll. Zur Ermittlung der Geschwindigkeit v der Schmelze während der Formfüllung findet für die Messungen bei steigender Formfüllung eine Messanordnung nach **Abbildung 3.11** Anwendung. Es handelt sich um zwei unterschiedliche Messstrecken, jeweils gekennzeichnet mit A_n - B_n .

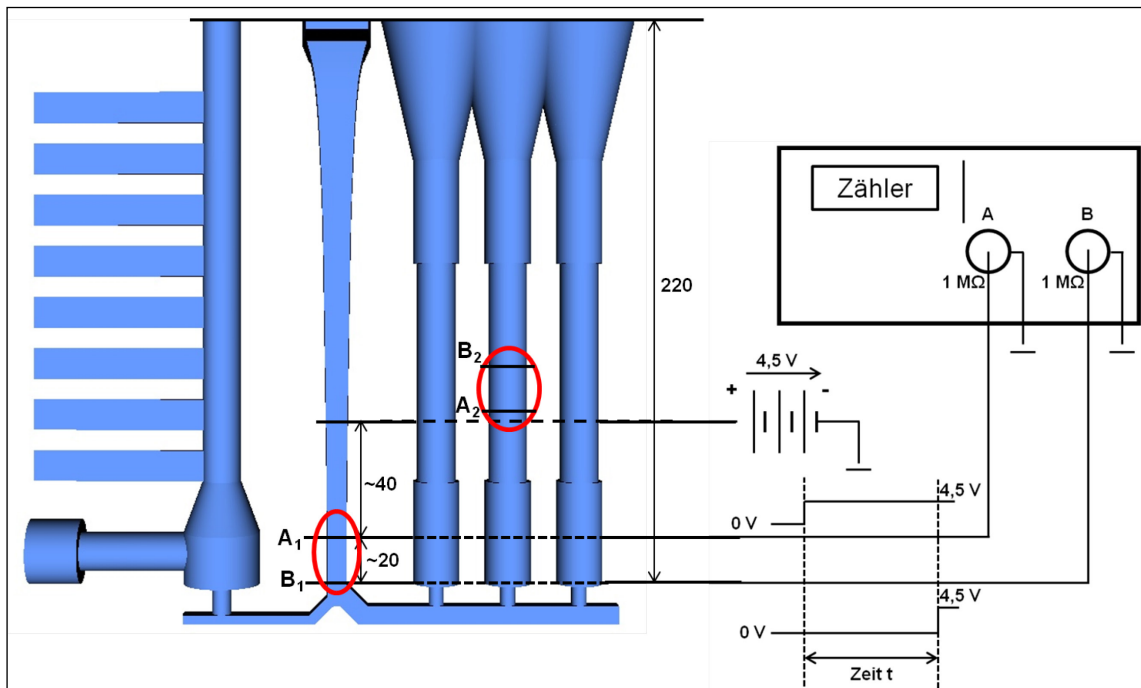


Abbildung 3.11, Messstrecken und schematische Messanordnung zur Ermittlung der Geschwindigkeit v der Schmelze bei steigender Formfüllung

Die Messanordnung und die Messstrecken A_n - B_n der Geschwindigkeitsmessungen der Schmelze bei fallender Formfüllung werden in **Abbildung 3.12** vorgestellt.

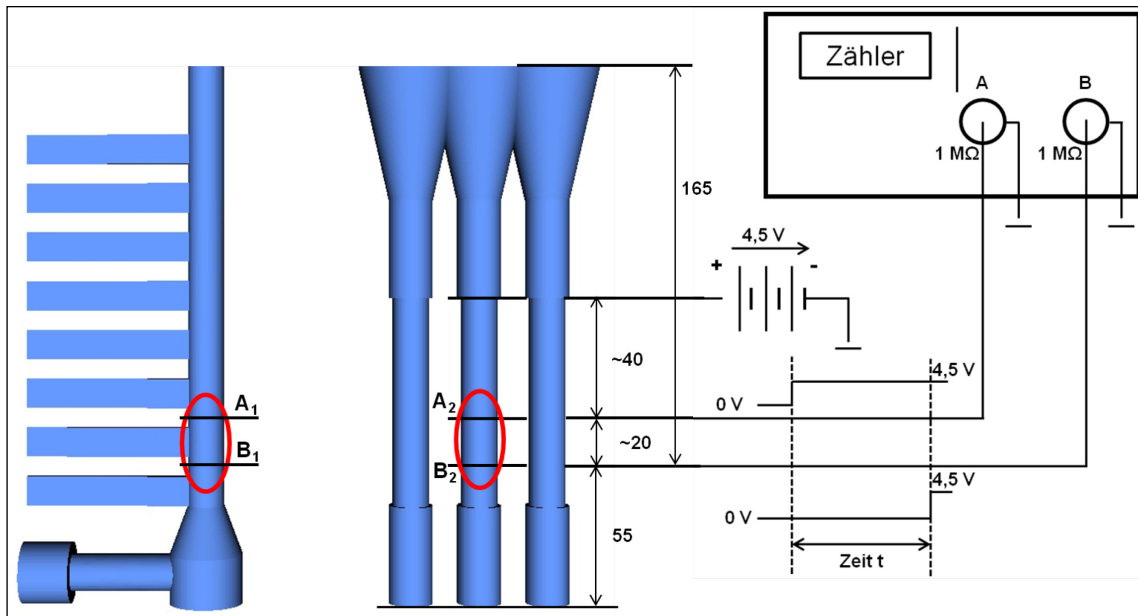


Abbildung 3.12, Messstrecken und schematische Messanordnung zur Ermittlung der Geschwindigkeit v bei fallender Formfüllung

Durch die abgebildete Messanordnung wird mittels eines Schwingquarzzählers (Fabrikat HP-53131 Universal Counter 225MHz) die Zeit t [s] ermittelt, die die Schmelzefront bei der Formfüllung zum Durchströmen der durch die Elektroden A_n und B_n gebildeten Messstrecke A_n - B_n benötigt. Die Spannungsversorgung der Schaltung ($U = 4,5\text{V}$) erfolgt durch eine Gleichstromquelle. Nach Abschluss der Messung wird der Abstand d der Elektroden z. B. unter lichtmikroskopischer Vergrößerung ermittelt, sodass die mittlere Geschwindigkeit \bar{v} der Schmelze beim Durchströmen der Messstrecke A_n - B_n berechnet werden kann nach der Formel

$$\text{mittlere Geschwindigkeit } \bar{v} [\text{ms}^{-1}] \quad \bar{v} = \frac{d}{t} \left[\frac{\text{m}}{\text{s}} \right] \quad (3.8)$$

mit

d = Abstand der Elektroden [m]

t = Zeit [s]

Die in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse der mittleren Geschwindigkeit \bar{v} sind jeweils Mittelwerte einer Anzahl $n \geq 3$ Messungen. Einfluss auf die Reproduzierbarkeit der Messergebnisse nehmen im Wesentlichen die Ansprechzeit der elektronischen Messanordnung und Messungenauigkeiten bei der Ermittlung des Abstandes der Elektroden. Der damit verbundene relative Fehler f der Ergebnisse der hier verwendeten Messmethode wird mit $f \leq \pm 10\%$ bewertet.

3.3 Messung des Temperaturverlaufes der Schmelze während Formfüllung und Erstarrung

Wie in Kapitel 2.3.1 dargelegt, wird der fallenden Formfüllung in Verbindung mit dem Kippgießverfahren im Vergleich zur steigenden Formfüllung im Schwerkraft-Gießverfahren eine vorteilhafte Einflussnahme auf das Temperaturprofil der Schmelze während der Formfüllung und anschließenden Erstarrung zugesprochen. Dieser Effekt wird mit dem Begriff "schichtende Formfüllung" beschrieben [28; S. 187-191]. Sein Auftreten soll im Rahmen der durchzuführenden Untersuchungen gleichfalls überprüft werden.

Mit Hilfe eines elektronischen Datenloggers (Fabrikat "RedLab TEMP") wird unter Verwendung von Thermoelementen vom Typ K (NiCr-Ni, Klasse 1) an bis zu 8 Messstellen der zeitliche Temperaturverlauf der Schmelze ($T = f(t)$) während der Formfüllung und der anschließend einsetzenden Erstarrung der Schmelze gemessen und aufgezeichnet. Nach DIN EN 60584-2 weisen derartige Thermopaarungen im relevanten Temperaturbereich ($-40^{\circ}\text{C} < T < 1.000^{\circ}\text{C}$) eine Grenزابweichung von max. $\pm 1,5^{\circ}\text{K}$ auf.

In **Abbildung 3.13** wird die Lage der Messstellen für die Untersuchungen bei der steigenden Formfüllung beispielhaft dargestellt.

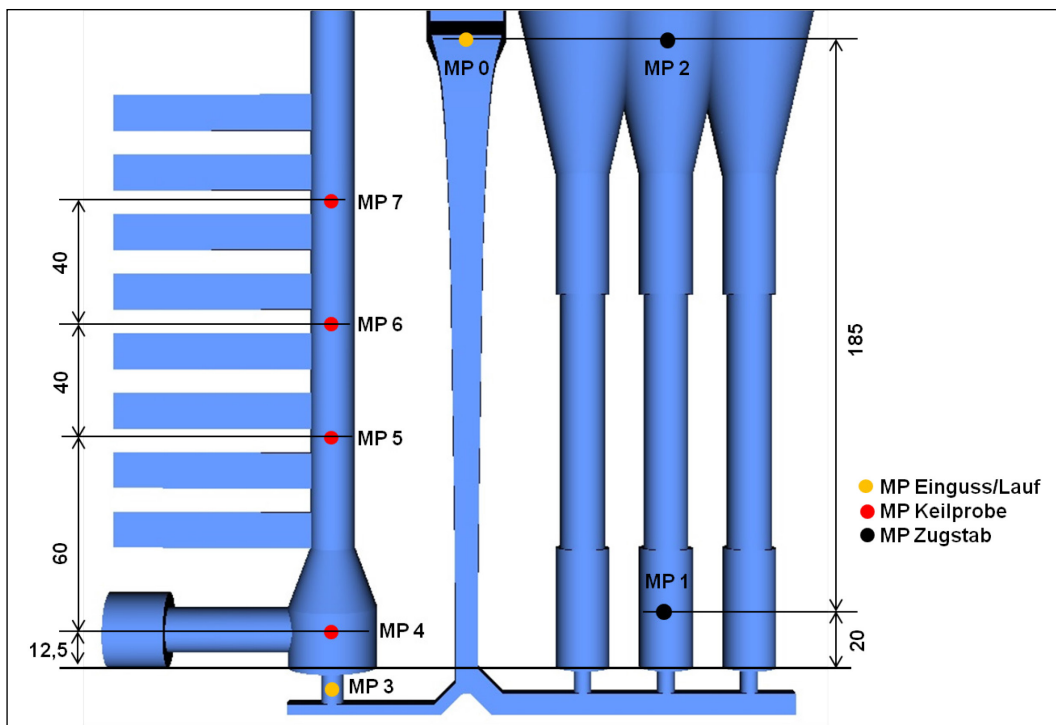


Abbildung 3.13, Messanordnung zur Ermittlung des Temperaturprofils der Schmelze während der steigenden Formfüllung

Das Messsystem ermöglicht für jedes Thermoelement die Aufzeichnung von 2 Messwerten pro Sekunde. Die derart aufgenommenen Daten werden mit Hilfe einer geeigneten Software (Fabrikat "Tracer DAQ Pro") grafisch aufbereitet und analysiert.

3.4 Zu untersuchende Gusswerkstoffe

Die experimentellen Untersuchungen erfolgen an genormten Werkstoffen, die für technisch anspruchsvolle und mechanisch hoch beanspruchte Gusskomponenten in der industriellen Serienfertigung Einsatz finden. Entsprechende Anforderungen werden u. a. an Gusskomponenten im Bereich der Automobilindustrie, der Luft- und Raumfahrttechnik, wie auch des Maschinenbaus gestellt. Bei den genannten Branchen handelt es sich um wichtige Abnehmer für Aluminium-Sandgusskomponenten.

Gusslegierungen der Legierungsgruppe AlCu (z. B. EN AC-AlCu4Ti), wie auch der Legierungsgruppe AlSi7Mg (z. B. EN AC-AlSi7Mg0,3) erfüllen die genannten Anforderungen an die zu untersuchenden Gusswerkstoffe.

Die Legierung EN AC-AlCu4Ti weist sehr gute Eigenschaften hinsichtlich ihrer Festigkeit und Zähigkeit auf, die durch Anpassung der Wärmebehandlung gezielt eingestellt werden können. Voraussetzung dazu ist ein feinkörniges und dichtes Gussgefüge, das jedoch auf Grund der schlechten Gießeigenschaften dieser Legierung nur schwer erreichbar ist. Das breite Erstarrungsintervall, wie auch die bei langsamer Erstarrung (Sandguss) endogen breiartige Erstarrung verringern das Fließvermögen, fördern die Bildung von Warmrissen und führen vermehrt zu Mikroporositäten.

Anwendung findet diese Legierung zur Herstellung von Gussteilen für die Fahrzeugindustrie, wie z. B. im Automobil- und Schienenfahrzeugbau, für die Luft- und Raumfahrtindustrie, wie auch für den Maschinenbau.

Breite Anwendung bei der Herstellung von Gussteilen für die Automobilindustrie findet die untereutektische Aluminium-Silizium-Gusslegierung EN AC-ALSi7Mg0,3 sowohl auf Grund ihrer guten Gießeigenschaften, wie auch auf Grund der günstigen mechanischen Eigenschaften. Diese können über eine Wärmebehandlung der Gussprodukte gezielt beeinflusst werden. Hergestellt werden aus dieser Legierung z. B. Fahrwerks- und Strukturteile, wie aber auch Motorkomponenten.

Die Zusammensetzung von Aluminium-Gusslegierungen ist in der Europannorm EN 1706 festgelegt. **Abbildung 3.14** gibt einen Überblick über die in dieser Norm festgelegte Zusammensetzung in Masse-% der Legierungen EN AC-AlCu4Ti und EN AC-ALSi7Mg0,3.

Legierungs- bezeichnung	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	andere Beimengungen		Al
								einzeln	gesamt	
ENAC-AlCu4Ti	0,18	0,19	4,2 - 5,2	0,55		0,07	0,15 - 0,30	0,03	0,10	Rest
ENAC-ALSi7Mg0,3	6,5 - 7,5	0,19	0,05	0,10	0,25 - 0,45	0,07	0,08 - 0,25	0,03	0,10	Rest
Al-Gusslegierungen (nach Europannorm EN 1706), Angabe der Zusammensetzung in Masse-%										

Abbildung 3.14, Legierungszusammensetzung nach EN 1706, [6; S. 281]

Die für die Untersuchungen benötigten Einsatzmaterialien werden von industriellen Aluminium-Umschmelzwerken in Form handelsüblicher Barren aus jeweils einer Schmelzcharge entnommen. Die Legierungszusammensetzung des Einsatzmaterials jeder Schmelzcharge wird mittels Spektralanalyse überprüft und bei Bedarf durch

Zugabe metallischer Vorlegierungen korrigiert, sodass die Übereinstimmung mit der genormten Zusammensetzung gegeben ist.

3.5 Form- und Gießtemperatur

Wesentlichen Einfluss auf die Gießeigenschaften und den Erstarrungsverlauf der Legierungen nehmen neben der Legierungszusammensetzung die Prozessparameter Gießtemperatur zu Gießbeginn T_G und die Ausgangstemperatur der Sandform T_F . Zur Gewährleistung der Übertragbarkeit der Ergebnisse aus den Simulationen und den experimentellen Versuchen müssen diese Prozessparameter aufeinander abgestimmt sein.

Der Sollwert der Gießtemperatur zu Gießbeginn T_G errechnet sich als Summe aus der Liquidustemperatur T_L der jeweiligen Legierung zuzüglich einer den Temperaturverlust beim Gießen hinlänglich ausgleichenden Überhitzungstemperatur $T_{ÜH}$.

$$\text{Gießtemperatur zu Gießbeginn [}^{\circ}\text{C]} \quad T_G = T_L + T_{ÜH} \quad (3.9)$$

Die Überhitzungstemperatur $T_{ÜH}$ wird für die vorliegende Untersuchungsreihe auf $T_{ÜH} \sim 80^{\circ}\text{K}$ festgelegt. Der industriellen Praxis folgend wird der absolute Wert der Gießtemperatur zu Gießbeginn T_G auf den nächstgelegenen vollen 10er Wert auf- oder abgerundet. Prozessbedingte Temperaturschwankungen finden durch Festlegung angemessener Toleranzgrenzen Berücksichtigung.

Da verlorene Formen in der industriellen Praxis häufig bei Raumtemperatur vergossen werden, wird der Sollwert der Formtemperatur T_F auf $T_F = 25^{\circ}\text{C}$ festgesetzt. Auch für diesen Wert werden geeignete Toleranzgrenzen vorgegeben. Tabellarisch sind die in den experimentellen Untersuchungen zur Anwendung kommenden Versuchsparameter in **Abbildung 3.15** zusammengefasst.

Prozessparameter	Kurzzeichen	EN AC-AlSi7Mg0,3	EN AC-AlCu4Ti
Gießtemperatur zu Gießbeginn	T_G	700°C (+/-10°K)	730°C (+/-10°K)
Formtemperatur zu Gießbeginn	T_F	25°C (+/-3°K)	25°C (+/-3°K)
Kippwinkel Gießbeginn	α_{Kipp}	0° – 30° – 45° – 70°	0° – 30° – 45° – 70°

Abbildung 3.15, Prozessparameter für die durchzuführenden experimentellen Untersuchungen

3.6 Formenbereitstellungsprozess

Die für die Versuche notwendigen verlorenen Formen werden aus einem kunstharzgebundenem Formstoff hergestellt. Formgrundstoff ist bei allen Versuchsreihen ein Gießerei-Quarzsand der Quarzwerke GmbH in der Qualität H32. Als Bindersystem kommt ein handelsübliches Polyurethan-Cold-Box-System der Firma ASK Chemicals GmbH vom Typ ECOCURE zur Anwendung. Es handelt sich hierbei um ein 2-Stoff-System, bestehend aus einem Phenolharz (Handelsname 10EP3756) und einem Isocyanat als Härter (Handelsname 20EP3759). Beide Komponenten werden im Gewichtsverhältnis von jeweils 0,6%, bezogen auf die Masse des zu verarbeitenden Quarzsandes, in einem Chargen-Schwingmischer vom Typ SM20 der Firma Klein Anlagenbau AG während einer Mischzeit $t_{\text{Misch}} = 90\text{s}$ zu einer homogen vermengten Formstoffmischung verarbeitet. Die fertige Formstoffcharge wird unmittelbar in den Formstoffbunker der Kernschießmaschine eingefüllt und innerhalb einer Zeit $t \leq 60\text{min}$ verarbeitet.

Der in Kapitel 3.1.5 näher beschriebene Kernkasten wird auf einer pneumatisch betriebenen Kernschießmaschine vom Fabrikat RÖPER H2,5 aufgebaut. Dargestellt wird diese Maschine in Einzelheit A der **Abbildung 3.16**. Verbunden ist diese Kernschießmaschine mit einem Begasungsgerät vom Typ Gasgenerator LG0,5 der Firma Laempe & Mössner GmbH (siehe Abbildung 3.16, Einzelheit B) zur Erzeugung und Förderung des für die Härtung des Bindersystems erforderlichen gasförmigen Dimethylpropylamin vom Typ Katalysator 706 der Fa. ASK Chemicals GmbH.

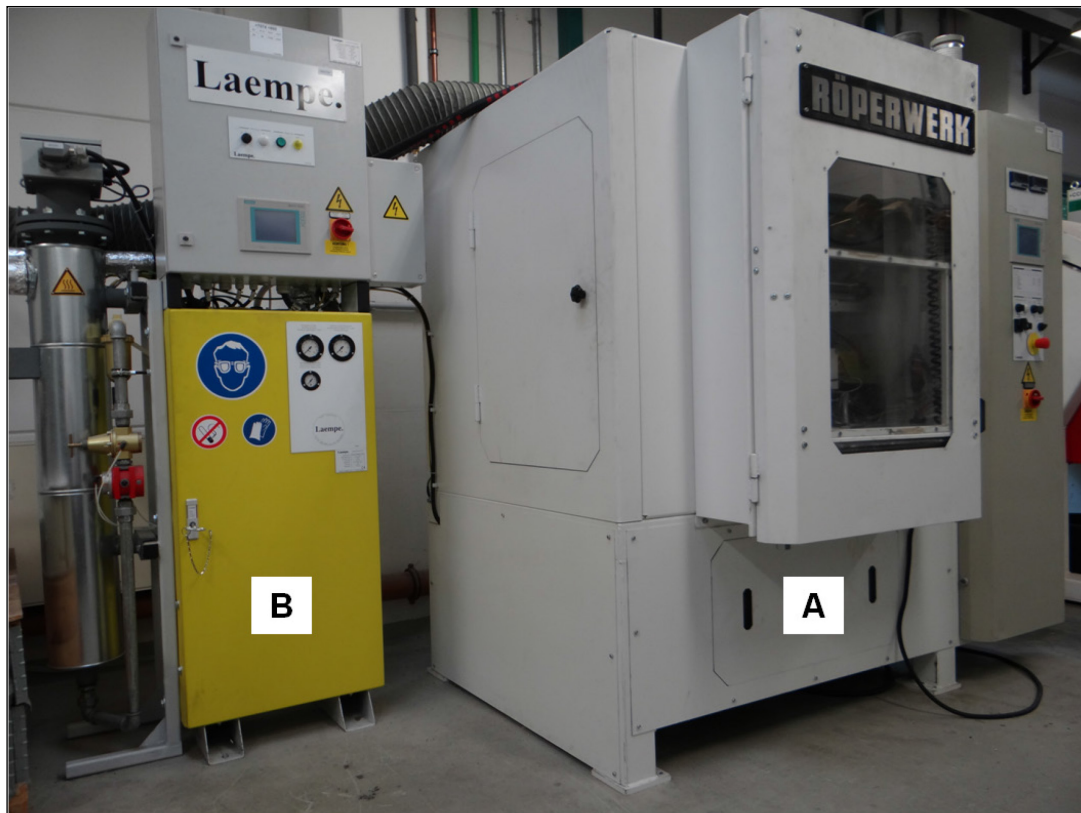


Abbildung 3.16, Kernschießmaschine (Einzelheit A) und Begasungsgerät (Einzelheit B) zur Herstellung verlorener Formen

Die produktspezifischen Fertigungsparameter werden während des Herstellungsprozesses der Formen durch moderne Maschinensteuerungen geregelt, sodass eine den industriellen Anforderungen entsprechende Reproduzierbarkeit des Herstellungsprozesses der verlorenen Formen gegeben ist.

Die fertigen Formen werden im Gießereilabor - gegen Beschädigung, Nässe und Verschmutzung geeignet geschützt - bei Raumtemperatur bis zur Verarbeitung gelagert. Die Oberflächentemperatur T_F der Form wird vor Versuchsbeginn mittels eines Kontakt-Thermofühlers hinsichtlich der Einhaltung der in Abbildung 3.15 vorgegeben Solltemperatur $T_F = 25^\circ\text{C} (+/-3^\circ\text{K})$ überprüft. Zur ggf. erforderlichen Korrektur der Formentemperatur T_F steht ein Umluft-Wärmeofen zur Verfügung.

Die zu füllende Kontur wird vor dem Zusammenfügen der beiden Sandformhälften abschließend visuell auf Beschädigungen und Verunreinigungen überprüft und bei Bedarf mittels Druckluft schonend gereinigt.

3.7 Schmelzebereitstellungsprozess

3.7.1 Schmelzen und Warmhalten

Zum Schmelzen und Warmhalten der für die experimentellen Untersuchungen benötigten Schmelze kommt ein elektrisch widerstandsbeheizter Tiegel-Schmelzofen der Firma Thermconcept Dr. Fischer GmbH & Co. KG vom Typ TK 300/13 zum Einsatz. Ausgestattet mit einem Ton-Grafitteigel der Größe A 300 können in einer Schmelzcharge bis zu 80kg Aluminium-Gusslegierung erschmolzen und warmgehalten werden.

Durch Beheizung des Ofenraums von 4 Seiten wird eine gleichmäßige Erwärmung des Tiegels und des Einsatzmaterials erreicht. **Abbildung 3.17** stellt den Temperaturverlauf einer Aluminiumschmelze während einer Warmhalte- und Gießperiode dar. Bei einem Füllgrad des Tiegels von rd. 60% (ca. 50kg) und einer angestrebten Schmelztemperatur $T_{\text{soll}} = 810^{\circ}\text{C}$ wird über den Messzeitraum eine Regelgenauigkeit der Schmelz- und Warmhalteeinrichtung von ca. $\pm 3^{\circ}\text{K}$ ermittelt. Diese Regelgenauigkeit gewährleistet die für die durchzuführenden Untersuchungen erforderliche Gleichmäßigkeit der angestrebten Gießtemperatur.

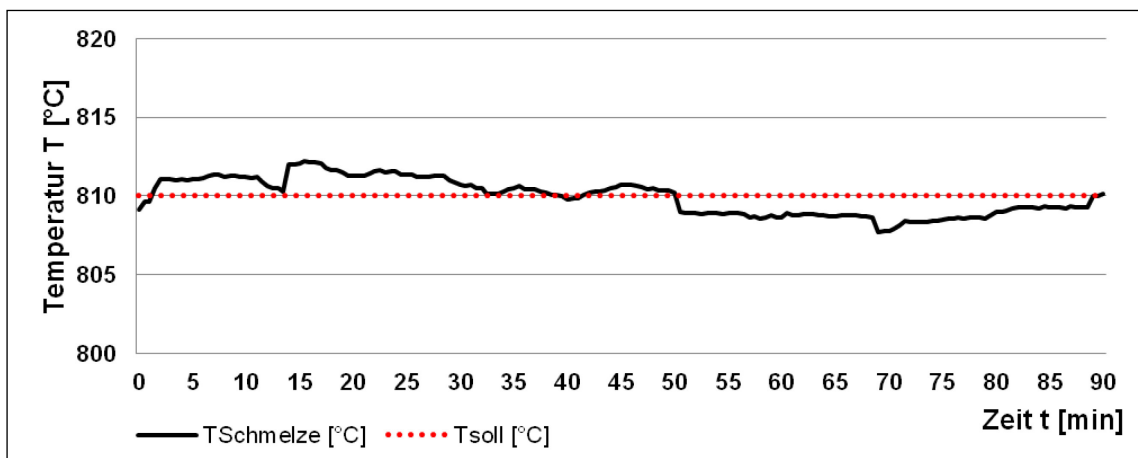


Abbildung 3.17, Temperaturverlauf einer Aluminiumschmelze im Schmelz- und Warmhalteofen während einer Gießperiode

3.7.2 Schmelzebehandlung

Über den Einfluss des Kornfeinungs- und Veredelungszustandes sowie des Wasserstoffgehaltes auf die mechanischen Eigenschaften und die Gießeigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen wird in Kapitel 2.1 dieser Arbeit umfänglich berichtet.

Zur Gewährleistung reproduzierbarer Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen sind Messgrößen und Sollwerte für den Veredelungs- und Kornfeinungszustand, wie auch für den Wasserstoffgehalt der zu vergießenden Aluminiumlegierungen unter Berücksichtigung des Standes der Technik und des Wissens festzulegen.

Der Kornfeinungs- und Veredelungszustand jeder Schmelzcharge wird im Ausgangszustand nach Erreichen der angestrebten Schmelzbadtemperatur mit Hilfe der thermischen Analyse ermittelt. Diese Prüfung erfolgt mit Hilfe eines automatischen Analysesystems der Firma IDECO GmbH, Typ TA 748 ET.

Als Ergebnis einer mit Hilfe dieses Systems durchgeführten thermischen Analyse werden nach Abschluss des Prüfvorganges, wie in **Abbildung 3.18** dargestellt, u. a. die absoluten Werte der Unterkühlung bei der Primärerstarrung ΔT_L (Abbildung 3.18, linkes Teilbild), hier genannt Rekaleszenz, sowie der eutektischen Depression T_D (Abbildung 3.18, rechtes Teilbild), hier genannt Depression ausgewiesen.

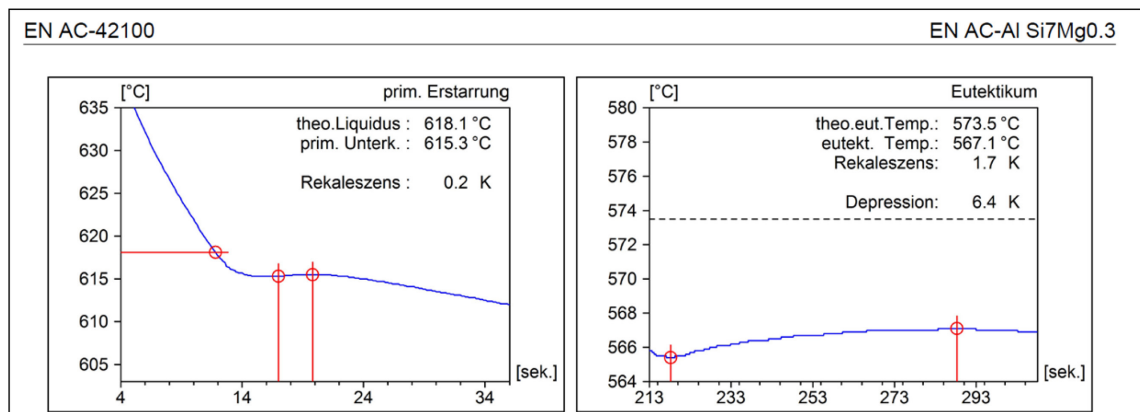


Abbildung 3.18, Ergebnisprotokoll einer thermischen Analyse (Ausschnitt)

Unter Berücksichtigung der Ausführungen über die Beurteilung der Ergebnisse der thermischen Analyse von Aluminiumlegierungen in Kapitel 2.1.4 dieser Arbeit wird als Maß für die Beurteilung des Kornfeinungszustandes der zu untersuchenden Legierungen der Betrag der Unterkühlung bei der Primärerstarrung ΔT_L herangezogen.

Als Maß für die Beurteilung des Veredelungszustandes dient der Betrag der eutektischen Depression T_D . In **Abbildung 3.19** werden die Grenzwerte dieser Parameter aufgeführt, die im Rahmen der experimentellen Untersuchungen zur Absicherung reproduzierbarer Prozesse zur Anwendung kommen.

	EN AC- AlCu4Ti	EN AC- AlSi7Mg0,3
primäre Unterkühlung ΔT_L	$\leq 0,4^\circ\text{K}$	$\leq 0,4^\circ\text{K}$
eutektische Depression T_D	n. a.	$\geq 4,0^\circ\text{K}$

Abbildung 3.19, Grenzwerte der thermischen Analyse

Im Fall abweichender Messergebnisse bei der thermischen Analyse des Ausgangszustands einer Schmelzcharge wird dieser Zustand durch Zulegieren handelsüblicher metallischer Schmelzebehandlungsmittel so weit korrigiert, bis die vorgegebenen Grenzwerte in einer weiteren thermischen Analyse eingehalten werden.

Zur Kornfeinung der beiden zu untersuchenden Gusslegierungen wird gezogener Walzdraht aus der Aluminium-Vorlegierung AlTi5B1 verwendet, die Veredelung der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 erfolgt mittels gezogenem Walzdraht der Aluminium-Vorlegierung AlSr5 .

Nach Erreichen der vorgesehenen Schmelzbadtemperatur und der ggf. erforderlichen Zugabe von Kornfeinungs- und/oder Veredelungsmitteln wird zur Vermeidung der Bildung von Wasserstoffporosität in den Probekörpern der Wasserstoffgehalt der Schmelze mittels Rotorentgasung herabgesetzt. Für die Durchführung der Rotorentgasung wird ein krangeführter Impeller der Firma Foundry Division VESUVIUS GmbH vom Typ FDU 200L verwendet.

Als Behandlungsmittel bei der Rotorentgasung kommt Stickstoff N_2 als Industriegas der Klasse 6.0 mit einem Feuchtegehalt $\leq 0,5\text{Vol.}\%$ zur Anwendung. Die Durchflussmenge N_2 während der Behandlung beläuft sich auf ca. 10lmin^{-1} und wird mit Hilfe eines Durchflussmessers überprüft. Die Behandlungsdauer der Rotorentgasung richtet sich nach den ermittelten Ausgangswerten des Dichteindex der Schmelze und kann in Zeitintervallen von jeweils 1,5min bzw. 3min zustandsgerecht eingestellt und variiert werden.

Zur Ermittlung des Dichteindex DI steht ein industrielles Unterdruck-Dichte-Analysesystem der Firma IDECO GmbH zur Verfügung. Die Funktionsweise dieses Analysesystems ist in Kapitel 2.1.4.2 beschrieben.

Auf Grund der Ergebnisse entsprechender Vorversuche und in Anlehnung an die industrielle Praxis wird der Grenzwert des Dichteindex DI für die zu untersuchenden Schmelzen auf den Wert $DI \leq 5,0$ festgelegt.

3.8 Gießprozess

Zur Durchführung der experimentellen Versuchsreihen steht im Gießereilabor der Fachhochschule Südwestfalen, Standort Meschede eine vollautomatische Kippgießeinrichtung zur Verfügung. Wie in **Abbildung 3.20** dargestellt, bilden hier ein 6-achsiger Industrieroboter der Firma Reis GmbH & Co. KG, Typ RV60-60 (Einzelheit 1) und ein 2-Achs-Kipptisch der gleichen Firma vom Typ RDK05 (Einzelheit 2) über eine gemeinsame elektronische Steuerung vom Fabrikat Siemens S7 ein flexibles Fertigungssystem.

Zum Schöpfen, Dosieren und Vergießen der Schmelze wurde der Roboter mit einer zusätzlichen Drehachse, Fabrikat Reis GmbH & Co. KG, Typ RGA40 (Einzelheit 3) ausgestattet, an der im vorliegenden Fall ein handelsüblicher Gießlöffel aus EN-GJL-150 mit einem Fassungsvermögen von ca. $1,0\text{dm}^3$ Aluminiumschmelze befestigt ist.

Die lagerichtige Positionierung und Fixierung der verlorenen Sandformen während der Versuchsdurchführung wird mittels einer fest auf dem Kipptisch montierten Spannvorrichtung (Einzelheit A) gewährleistet.

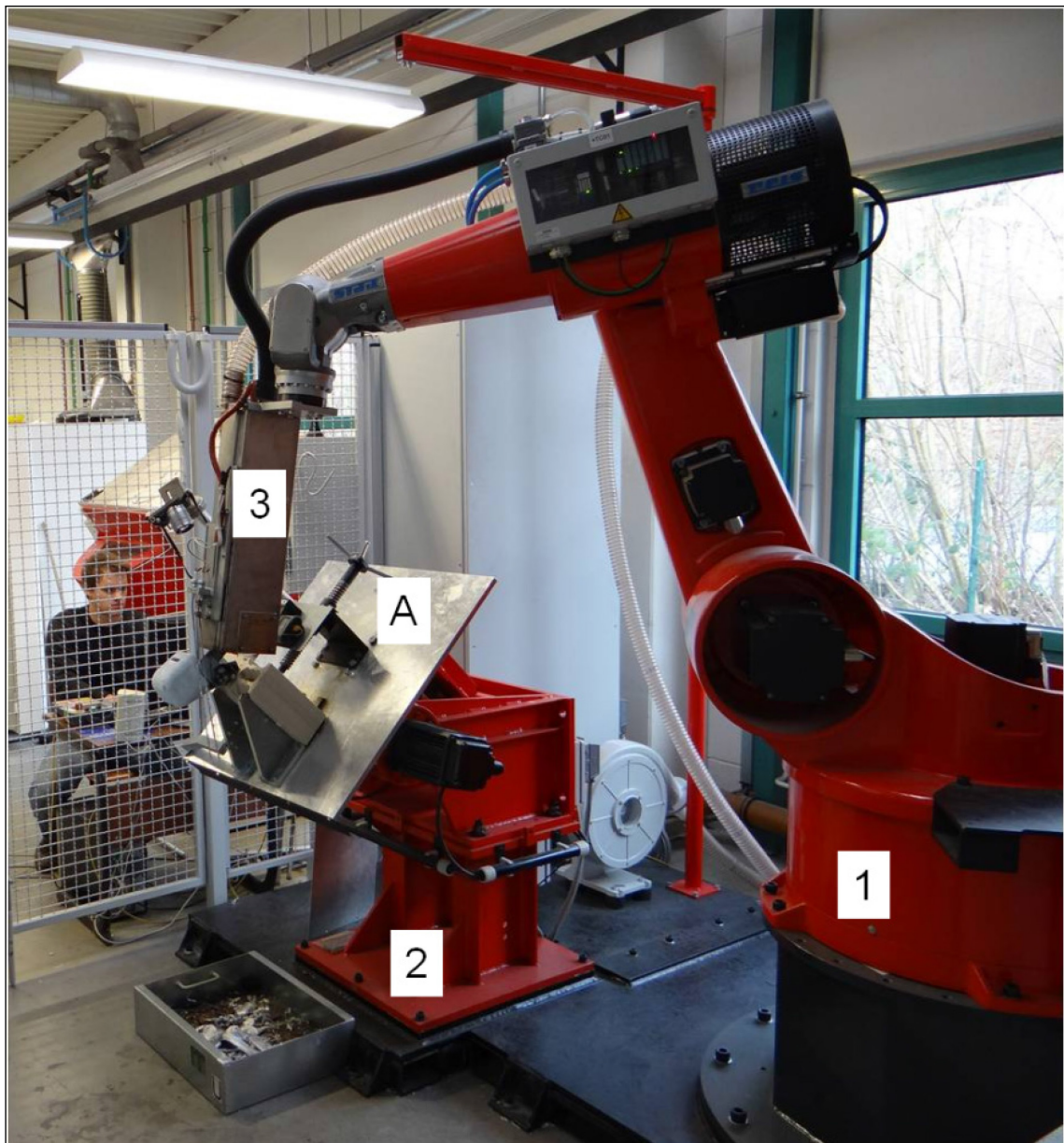


Abbildung 3.20, vollautomatische Kippgießanlage

Die Gesamtanordnung der Versuchsanlage mit dem Schmelz- und Warmhalteofen zur Versorgung der Kippgießeinrichtung mit der erforderlichen Aluminiumschmelze zeigt **Abbildung 3.21**.



Abbildung 3.21, vollautomatische Kippgießanlage mit Schmelz- und Warmhalteofen (Schutzgitter geöffnet)

Die Bewegung aller Achsen der Kippgießeinrichtung erfolgt über Elektroantriebe, ausgestattet mit hochwertigen Steuerungs- und Regeleinheiten, sodass ein dem Stand der Technik entsprechendes hohes Maß an Wiederholgenauigkeit wichtiger Prozessparameter, wie z. B. Positionierung, Fahrweg und Fahrgeschwindigkeit der Versuchsanordnung gewährleistet ist. Die Wiederholgenauigkeit der Positionen des Roboters wird herstellerseitig mit $\pm 0,1\text{mm}$ angegeben, die Wiederholgenauigkeit der Positionen des Kipptisches mit $\pm 0,085\text{mm}$. Die Positionen, Fahrwege und Geschwindigkeiten etc. aller Achsen sind frei programmierbar und können für jeden der geplanten Versuchsabläufe als Einzelprogramm in der Systemsteuerung abgespeichert und wieder aufgerufen werden.

Besondere Bedeutung kommt beim direkten Kippgießen der Synchronisation des Bewegungsablaufes des Gießlöffels - hier bestimmt durch den Roboter - und der Form - hier bestimmt durch den Kipptisch - zu, da Unstetigkeit während der Formfüllung unmittelbar zu einem Abreißen des Gießstrahls und damit zu einer Beeinträchtigung, ggf. auch einer vollständigen Unterbrechung des Formfüllvorganges führen können. Auf Grund der direkten Verknüpfung der Steuerung der Komponenten Roboter und

Kipptisch sowie der Präzision der Antriebe und Regeleinrichtungen ist die beschriebene Kippgießeinrichtung hinsichtlich der Erfüllung dieser Anforderungen in hohem Maße geeignet.

Die Festlegung des Betrages der zu untersuchenden Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} erfolgt unter Berücksichtigung der in der Literatur unter Kapitel 3 vorgestellten wissenschaftlichen und technischen Berichte. Die Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} betragen in den verschiedenen Versuchsreihen dieser Untersuchung:

Versuchsreihe 1: $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ Schwerkraft-Gießverfahren

Versuchsreihe 2: $\alpha_{\text{Kipp}} = 30^\circ$
 Versuchsreihe 3: $\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$
 Versuchsreihe 4: $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ Kippgießverfahren

Dargestellt wird in **Abbildung 3.22** für die Programme 1 bis 4 die Positionierung des Kipptisches zu Gießbeginn mit einer in der Spannvorrichtung fixierten Probeform.

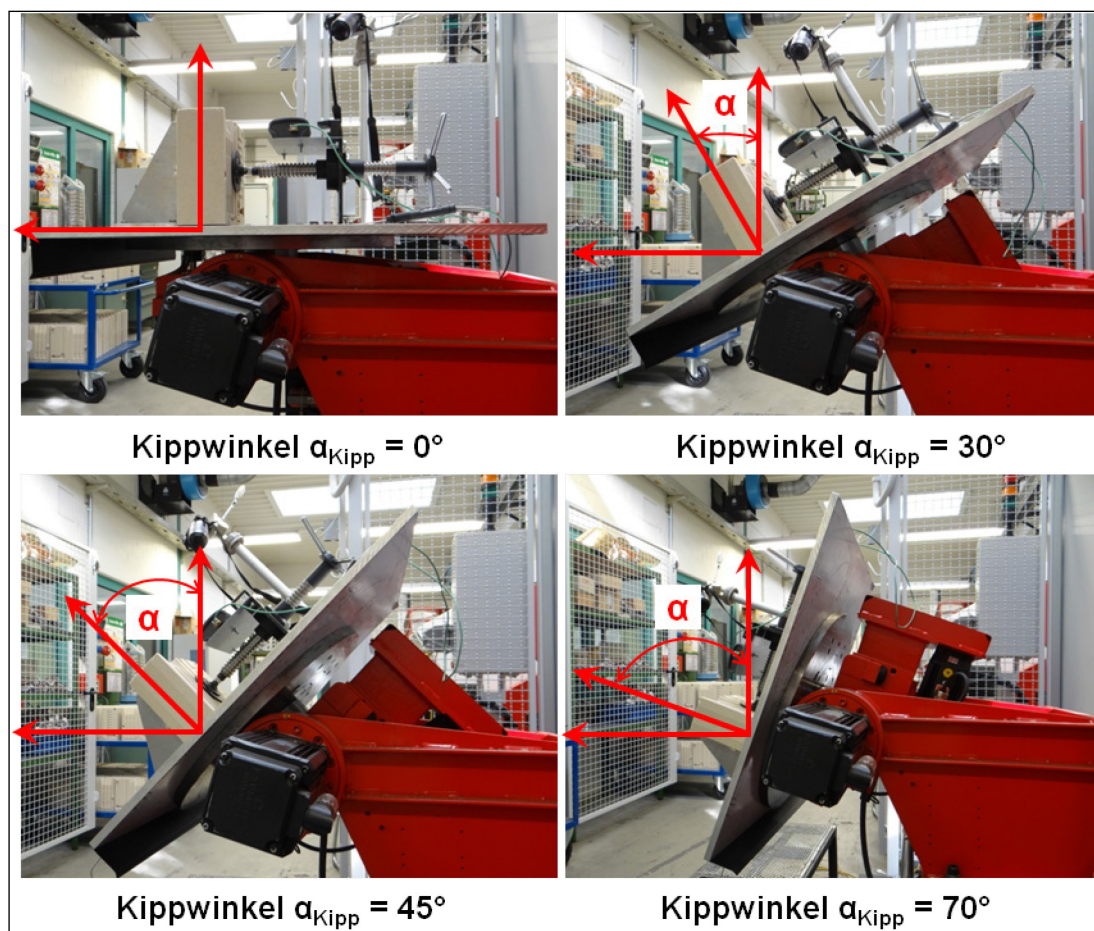


Abbildung 3.22, Positionierung des Kipptisches zu Gießbeginn

Die Rückdrehung der Form startete unmittelbar mit Beginn des Ausfließens der Schmelze aus dem Gießlöffel und erfolgte bei allen Versuchsreihen mit einer konstanten Kippgeschwindigkeit $v_{\text{Kipp}} = 10^\circ\text{s}^{-1}$.

In Vorbereitung der experimentellen Untersuchungen zur steigenden Gießweise wurden zunächst die Gießprogramme zur Herstellung von Probekörpern unter Variation des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} erzeugt. Die Eignung und Wiederholgenauigkeit dieser Programme wurde im Rahmen von Vorversuchen mit Hilfe von Videoaufnahmen und der Dokumentation wichtiger Prozessparameter (Kippwinkel α_{Kipp} , Verlauf der Gießtemperatur T_G , Gießzeit t_G) überprüft. Die Kontrolle des Ablaufes durch Videoaufnahmen ermöglichte das rasche Einleiten erforderlicher Korrekturen des Formfüllungsprozesses.

Die Teilbilder 1 bis 4 der **Abbildung 3.23** geben Ausschnitte der Videoaufnahme eines Gießprozesses der steigenden Formfüllung mit der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn von $\alpha_{\text{Kipp}} = 30^\circ$ wieder. In Teilbild 1 ist zu Gießbeginn das positionsgenaue Ansetzen der Gießlöffelschnauze am zentralen Einguss der Form gut erkennbar. Die Teilbilder 2 und 3 zeigen Sequenzen des Füllvorganges bei einem Kippwinkel α_{Kipp} von ca. $18,6^\circ$ bzw. $3,1^\circ$ und unterstreichen die fachgerechte Art der Formfüllung, die mit dieser Versuchsanordnung erzielt wird. In Teilbild 4 ist das Absetzen des Gießlöffels nach Abschluss der Formfüllung festgehalten. Gut erkennbar ist der vollständig gefüllte offene Speiser der Zugstabgeometrie und der Einguss.

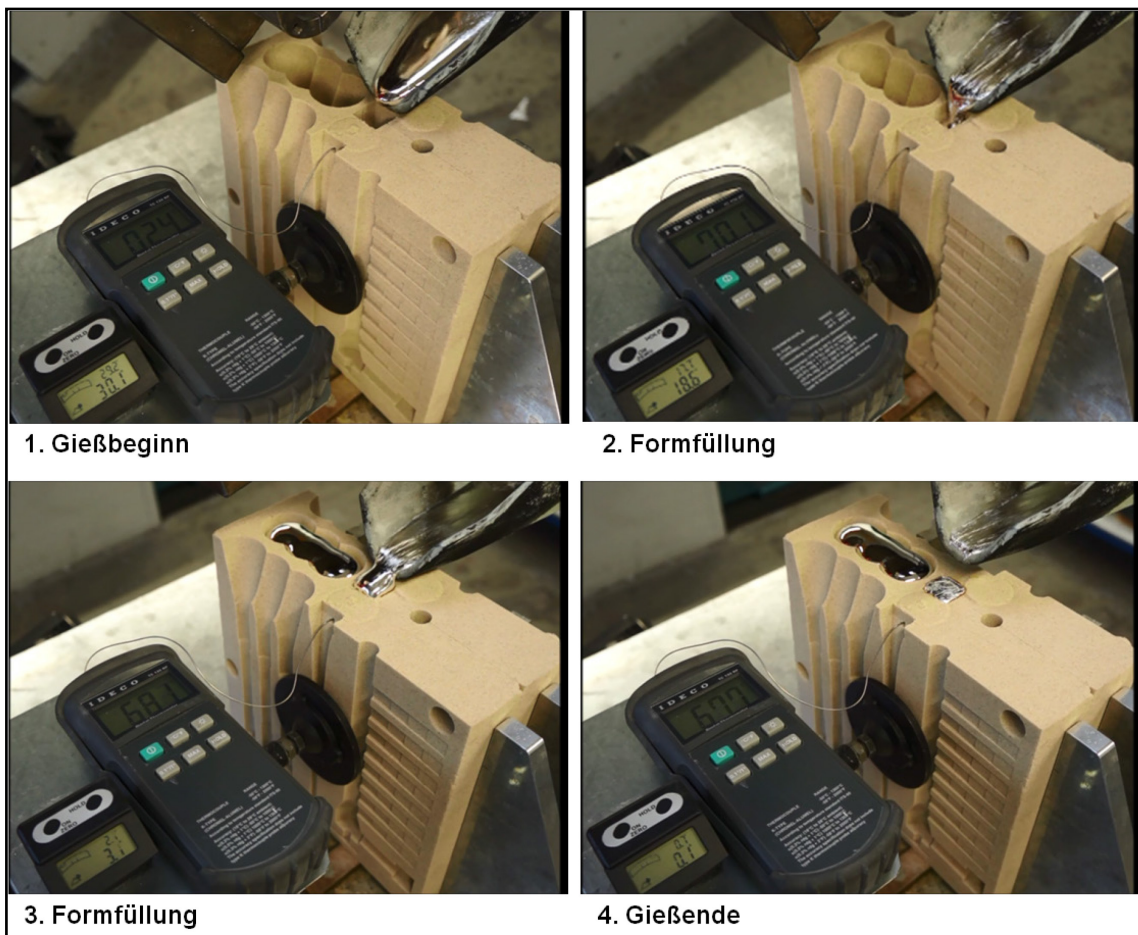


Abbildung 3.23, Darstellungen eines automatischen Formfüllungsvorgangs

Bei den Versuchsreihen zur fallenden Formfüllung ist der zentrale Einguss und das Lauf- und Anschnittsystem mit artgleichem Formstoff verschlossen. Die Füllung der damit voneinander getrennten Kavitäten erfolgt in zwei zeitlich unmittelbar aufeinander folgenden Gießzyklen unter Beibehaltung der zuvor genannten Prozessparameter. Zunächst wird die Kavität zur Erzeugung des Probekörpers der Gießeigenschaften über den nach oben geöffneten Steigkanal gefüllt. Nach Ablauf einer Abkühldauer von $t = 180\text{s}$ wird im zweiten Gießzyklus die Kavität der Zugstäbe durch Eingießen der Schmelze in den nach oben offenen mittleren Speiser gefüllt. Die Reihenfolge dieser beiden Gießzyklen ist bei allen Versuchen zur fallenden Formfüllung gleich.

3.9 Wärmebehandlung, Prüfung mechanischer Eigenschaften

In der EN 1706 sind die Werkstoffzustände (Wärmebehandlungszustände) und die damit verbundenen Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen legierungsspezifisch festgelegt.

Abbildung 3.24 fasst die in der EN 1706 festgelegten Werkstoffzustände und Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften der bei den durchzuführenden Versuchen zu untersuchenden Legierungen zusammen.

Legierungs- bezeichnung	Werkstoff- zustand	Zugfestigkeit R_m [MPa] min.	Dehngrenze $R_{p0.2}$ [MPa] min.	Bruch- dehnung A_{50} [%] min.	Brinellhärte HBS min.
EN AC-AlCu4Ti	T6	300	200	3	95
	T64	280	180	5	85
EN AC- $AlSi7Mg0,3$	T6	230	190	2	75
Al-Gusslegierungen (nach Europannorm EN 1706), Mechanische Eigenschaften, Sandgusslegierungen					

Abbildung 3.24, Werkstoffzustand und mechanische Eigenschaften gem. EN 1706, nach [6; S. 284]

Zu untersuchen sind für beide Legierungen die mechanischen Eigenschaften im Werkstoffzustand T6. Dazu werden folgende Wärmebehandlungsparameter angewendet:

Wärmebehandlung T6, EN AC- $AlSi7Mg0,3$:

1. Lösungsglühen, Lösungsglühtemperatur $T = 540^\circ\text{C}$, Haltezeit $t = 8\text{h}$
2. Abschrecken in Wasser, Badtemperatur $T \sim 20^\circ\text{C}$
3. Warmauslagern, Auslagerungstemperatur $T = 160^\circ\text{C}$, Haltezeit $t = 6\text{h}$

Wärmebehandlung T6, EN AC-AlCu4Ti:

1. Lösungsglühen, Lösungsglühtemperatur $T = 520^\circ\text{C}$, Haltezeit $t = 12\text{h}$
2. Abschrecken in Wasser, Badtemperatur $T \sim 20^\circ\text{C}$
3. Warmauslagern, Auslagerungstemperatur $T = 170^\circ\text{C}$, Haltezeit $t = 6\text{h}$

Die Wärmebehandlung der gegossenen und verputzten Proben erfolgt in elektrisch widerstandsbeheizten Kammeröfen des Labors für Werkstoffprüfung der Fachhochschule Südwestfalen, Standort Meschede. Die über die elektrische Steuerung der Öfen vorgegebene Solltemperatur wird mit einer Toleranz von $\Delta T \leq \pm 3^\circ\text{K}$ eingehalten.

Die anschließende Prüfung der mechanischen Eigenschaften erfolgt mit Hilfe des Zugversuches für metallische Werkstoffe bei Raumtemperatur nach DIN EN ISO 6892-1 unter Verwendung einer elektromechanischen 2-Säulen-Universal-Prüfmaschine vom Typ Quasar 100kN der Firma C. Galbadini S.p.A. Die Prüfeinrichtung verfügt als Zusatzausstattung über die Möglichkeit der Feindehnungsmessung.

Folgende mechanische Eigenschaften werden im Rahmen dieser Prüfung ermittelt:

- 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$
- Zugfestigkeit R_m
- Bruchdehnung A

Ergänzende werkstoffliche, z. B. metallografische Untersuchungen werden im genannten Labor für Werkstoffkunde durchgeführt.

3.10 Numerische Simulation der Formfüllung und Erstarrung

Die numerische Simulation der Formfüllung erfolgt im Rahmen dieser Arbeit mit Hilfe des Simulationsprogramms RWP Experto ViewCast in der Version 5.2.02 der Firma RWP GmbH, Roetgen.

In der vorliegenden Untersuchung dient die Simulation der Formfüllung neben der Erzeugung veranschaulichender Darstellungen des zeitlichen Ablaufes des Füllvorganges des Formhohlraums im ersten Schritt der Ermittlung der Abbildegenauigkeit der simulierten Formfüllung. Die Abbildegenauigkeit der simulierten Formfüllung wird in diesem Fall beschrieben durch das Fließvermögen FV und das Formfüllungsvermögen FFV. Im Weiteren findet eine Überprüfung der Übereinstimmung der Simulationsergebnisse mit den theoretischen und realen Abläufen während der Füllung einer verlorenen Gießform statt. Diese Überprüfung betrifft die Geschwindigkeit und Temperatur der Schmelze bei Erreichen bestimmter Bereiche des Formhohlraums.

Die Struktur des Simulationsprogramms RWP Experto ViewCast führt den Anwender systematisch durch die unter Kapitel 2.5 beschriebenen Teilschritte des Pre-Processing, Main-Processing und Post-Processing. Zunächst wird die zu untersuchende Proben-geometrie als STL-Datensatz eingelesen (**Abbildung 3.25**).

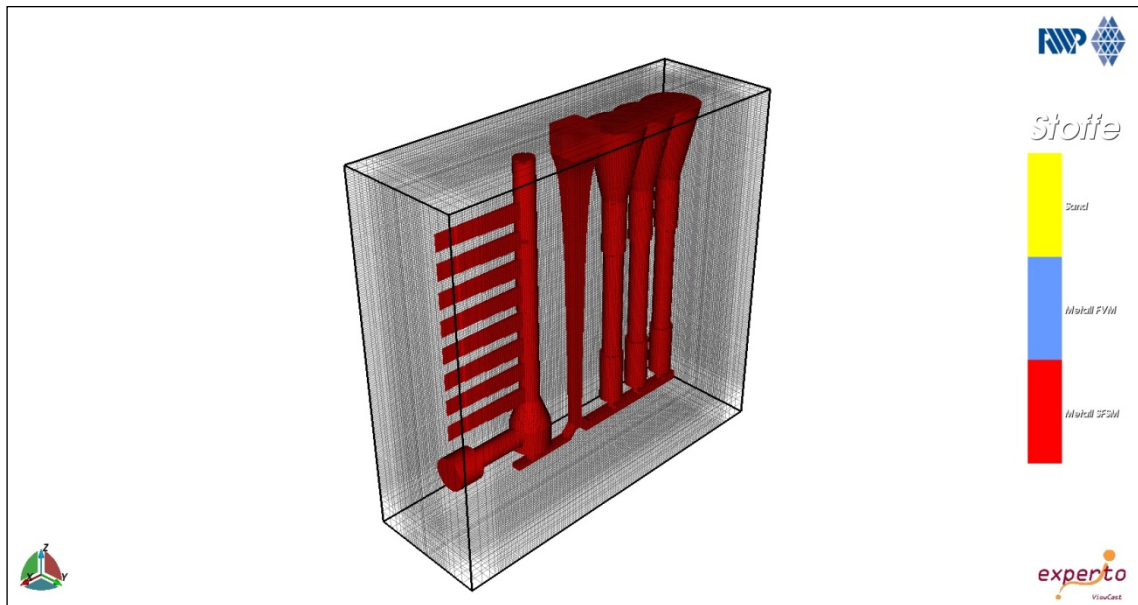


Abbildung 3.26, Vernetzung der Probegeometrie zur Simulation der Formfüllung beim Schwerkraft-Gießverfahren

Nach Fertigstellung und Überprüfung des Netzes erfolgt im nächsten Eingabeschritt die Auswahl der anzuwendenden Legierung, des Formstoffes und ggf. zum Einsatz kommender Sandkerne, Kühleinsätze etc. Dazu greift das Programm auf integrierte Stoffdatenbanken zurück, die neben der Bezeichnung und Zusammensetzung auch die zur numerischen Simulation notwendigen physikalischen Daten der Stoffe enthalten. Verschiedentlich entsprechen die Bezeichnungen und / oder die hinterlegten chemischen Zusammensetzungen der Legierungen nicht der europäischen Norm. Es werden daher für die hier durchzuführenden Simulationen folgende Legierungen aus der Legierungsdatenbank gewählt:

- A356 für EN AC- AlSi7Mg0,3
- A201.0T6 für EN AC- AlCu4Ti

Als Referenzdaten des Formstoffes werden die in der Datenbank enthaltenen physikalischen Daten eines chemisch gebundenen Formstoffes (Chemical Sand) für die durchzuführenden Simulationen verwendet.

Im weiteren Verlauf des Pre-Processing erfolgt die Eingabe der in Abbildung 3.14 genannten Temperaturen der Schmelze T_G und der Form T_F zu Gießbeginn, sowie die Festlegung des Wärmeübergangskoeffizienten h (Heat Transfer Coefficient HTC) an der Grenzfläche Sandform - Schmelze. Der im Simulationsprogramm voreingestellte Betrag für diese thermophysikalische Größe beträgt $h = 1.100 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$.

Anschließend hat der Anwender aus den zur Verfügung stehenden Unterprogrammen auszuwählen, welche Art der Simulation durchzuführen ist. Im hier beschriebenen Fall der Simulation der Formfüllung mittels des Schwerkraft-Gießverfahrens ist das "Gravity Mould Filling" genannte Unterprogramm zu wählen.

Beendet wird das Pre-Processing mit der Festlegung der Größe des zu berechnenden Zeitintervalls in Sekunden [s] oder des Füllgrades in Prozent [%]. Die nachfolgend beschriebenen Simulationen wurden in einem Intervall von jeweils 1% Füllgrad berechnet.

Nach Bestätigung der Eingabe dieser Randbedingungen durch den Anwender starten parallel die Phasen des Main-Processing und des Post-Processing, sodass bereits während der noch laufenden Berechnungen die vorliegenden Ergebnisse der Simulation grafisch aufbereitet dem Anwender auf dem Computerbildschirm angezeigt werden. Die Software bietet darüber hinaus nach Abschluss der Berechnungen zahlreiche Möglichkeiten zur Auswertung der Ergebnisse.

Bei Betrachtung der während des Pre-Processing vom Anwender einzugebenden Prozessgrößen wird deutlich, dass es sich hierbei überwiegend um Angaben handelt, die im Rahmen einer Projektplanung bereits vorab festgelegt worden sind. So verhält es sich auch im Fall der hier durchgeführten Simulationen, sodass als freie Variable zur Beeinflussung der Simulationsergebnisse ausschließlich der Betrag des Wärmeübergangskoeffizienten h zu verstehen ist.

Die Simulation des Erstarrungsverlaufes der vollständig gefüllten Gießform erfolgt mit dem Simulationsprogramm WinCast in der zur Zeit der Bearbeitung aktuellen Version 1.6, Revision 224 der Firma RWP GmbH, Roetgen. Mit Hilfe der Ergebnisse dieser Simulation sollen z. B. Erkenntnisse über das potentielle Auftreten erstarrungsbedingter Fehler in den Zugstäben gewonnen werden, die im Rahmen der Prüfung der mechanischen Eigenschaften der Proben Einfluss auf die Ergebnisse nehmen können.

Die Benutzeroberfläche des Simulationsprogramms führt den Anwender durch die unter Kapitel 2.5 beschriebenen Teilschritte des Pre-Processing, Main-Processing und Post-Processing führt. Die Vernetzung des zu simulierenden und in Form eines STL-Datensatzes eingelesenen Gusskörpers erfolgt automatisch. Auch die Anzahl der für die Abbildung der Geometrie benötigten Knotenpunkte und Zellen wird vom

Simulationsprogramm errechnet. Eine Korrektur fehlerhaft oder unzureichend vernetzter Gebiete ist nach Abschluss der Berechnung und Ausgabe des errechneten Netzes dem Anwender möglich. **Abbildung 3.27** stellt die Vernetzung der Probengeometrie für die Simulation des Erstarrungsverlaufes bei steigender Formfüllung dar.

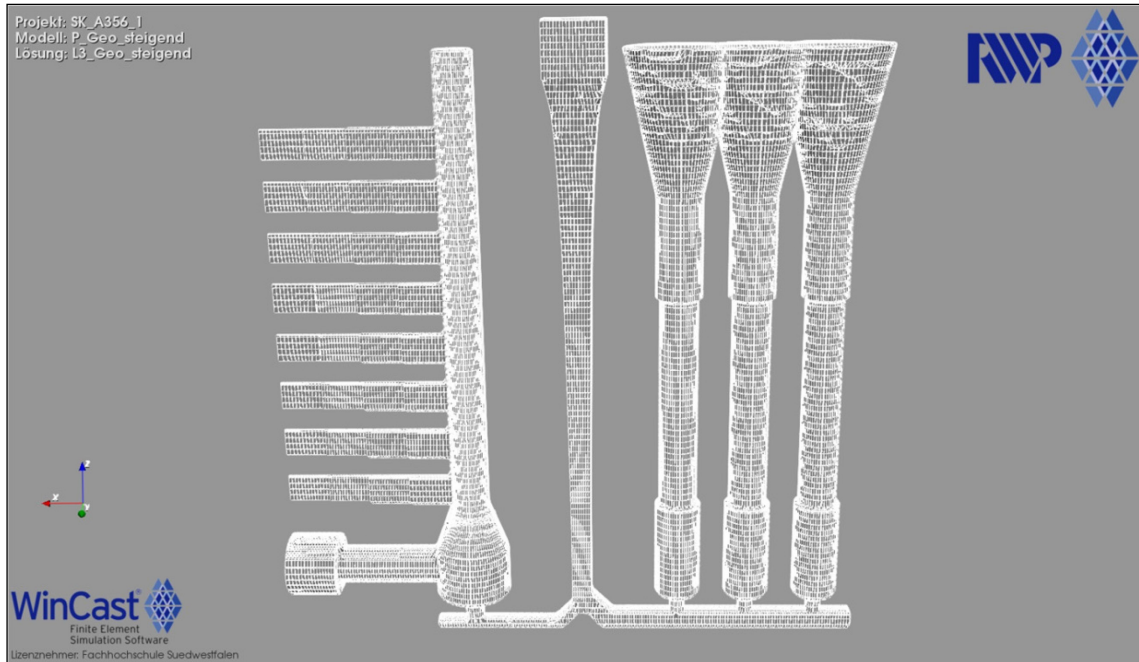


Abbildung 3.27, Vernetzung der Probengeometrie für die Simulation des Erstarrungsverlaufes bei steigender Formfüllung

Nach Fertigstellung und Überprüfung des Netzes erfolgt im nächsten Eingabeschritt die Auswahl der anzuwendenden Legierung und des Formstoffes. Dazu greift auch dieses Programm auf integrierte Stoffdatenbanken zurück, die die zur numerischen Simulation notwendigen physikalischen Daten der Stoffe enthalten. Für die hier durchgeführten Simulationen wurden aus der Legierungsdatenbank folgende Legierungen gewählt:

- A356 für EN AC- AlSi7Mg0,3
- AlCu4TiMg für EN AC- AlCu4Ti

Weiterhin sind vom Anwender folgende wesentliche prozessspezifische Daten anzugeben:

- Art der inneren und äußeren Wärmeübergänge
- Anzahl und Schrittweite (zeitliche Folge in [s]) der Rechenschritte
- Art der Formfüllung
- Temperatur der Schmelze zu Beginn und Ende der Formfüllung

Nach Eingabe der erforderlichen Daten startet die Berechnung der Simulation, deren Ergebnisse vom Anwender nach Beendigung des Main-Processing in unterschiedlicher Form analysiert werden können.

3.11 Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Art der Formfüllung auf die Qualität eines Pumpengehäuses

Ergänzend sollen die bisher im Rahmen dieser Arbeit durch die experimentellen Versuchsreihen gewonnenen Erkenntnisse auf die Herstellung eines technischen Gussteils übertragen werden. Bei diesem in **Abbildung 3.28** dargestellten Gussteil handelt es sich um das Mittelteil eines dreiteiligen Pumpengehäuses für die Automobilindustrie.

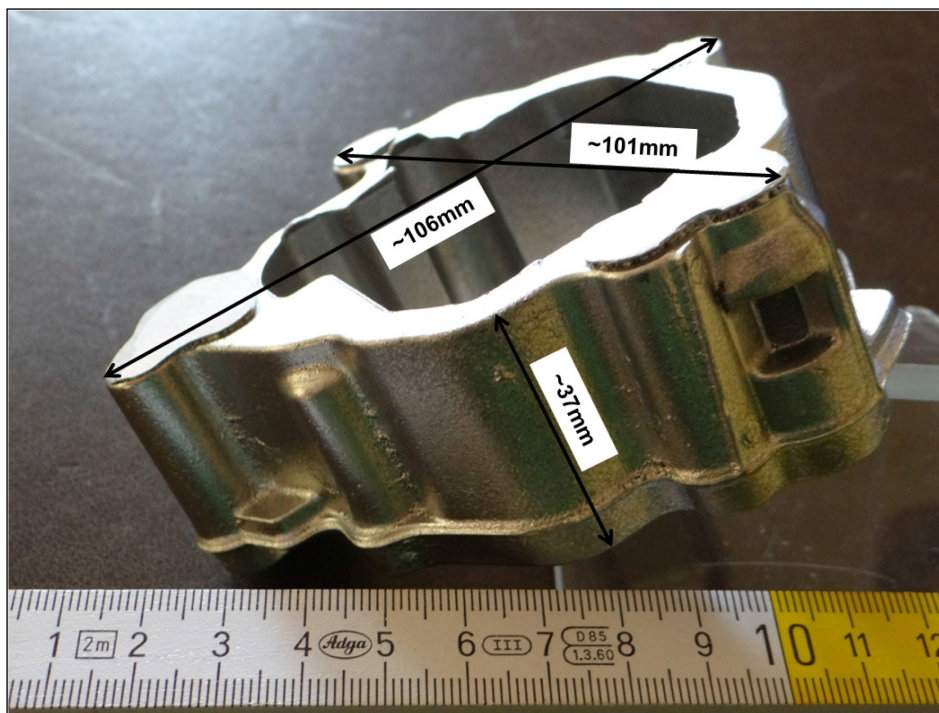


Abbildung 3.28, Pumpengehäuse-Mittelteil für die experimentelle Anwendung der gewonnenen Erkenntnisse

Der Gehäusemantel des Pumpengehäuses weist Wandstärken d zwischen ca. 4mm und 8mm auf. Damit eignet sich dieses Bauteil zur Überprüfung des Fließ- und Formfüllungsvermögens einer metallischen Schmelze. Im Bereich verschiedener Anschraubnocken und Flanschbereiche steigt die Wandstärke partiell auf über 25mm, sodass die Möglichkeit zur Entnahme von Zugstäben zur Überprüfung der

mechanischen Eigenschaften aus den gegossenen Bauteilen gegeben ist. Das Rohteilgewicht des Gussteils beträgt im abgebildeten Zustand (Abb. 3.28) ca. 0,26kg.

Dieses für das Druckgießverfahren gießtechnisch konstruierte Bauteil wird im Verlauf der Bauteilentwicklung und Vorserienfertigung von einer Prototypen-Sandgießerei in zweiteilig ausgeführten kunstharzgebundenen Sandformen hergestellt. **Abbildung 3.29** zeigt eine gießbereite, jedoch noch nicht zusammengelegte Sandform im Überblick.

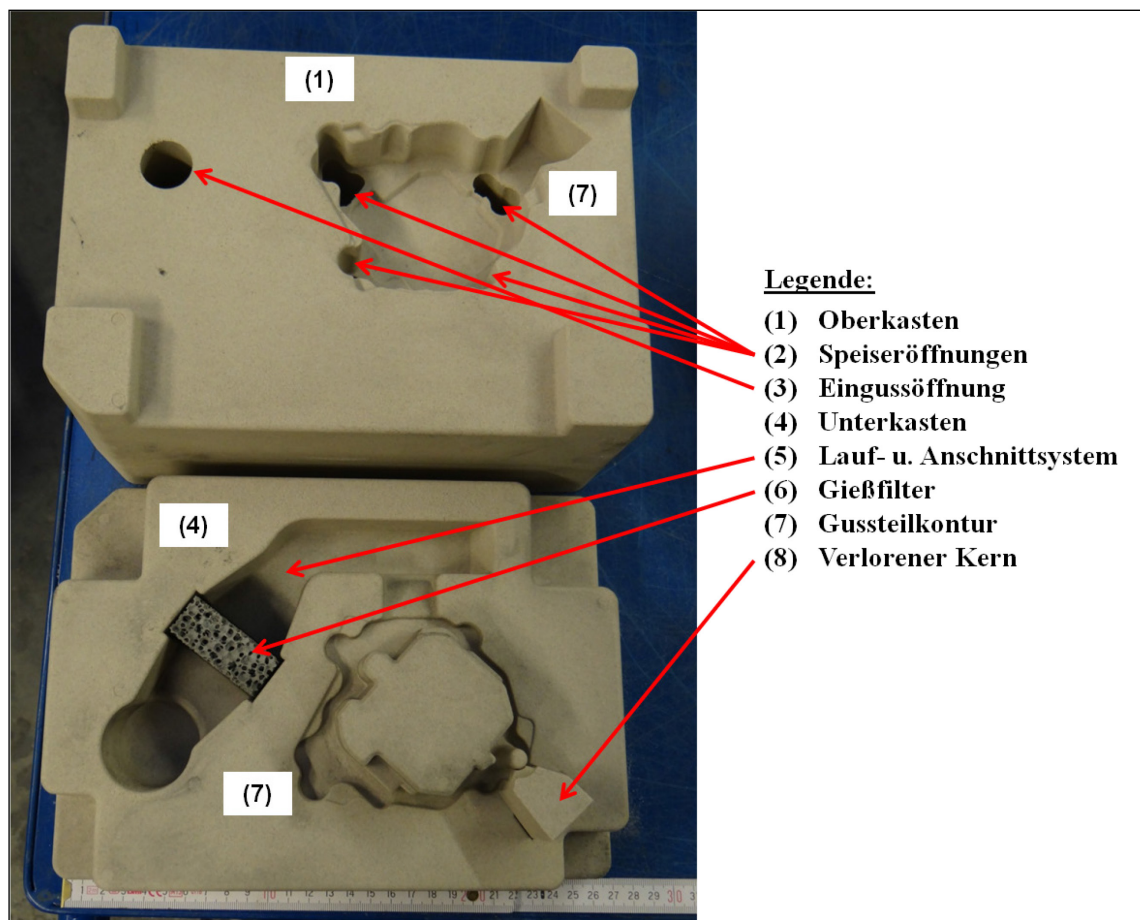


Abbildung 3.29, serienmäßige Ausführung der Sandform zur Herstellung eines Pumpengehäuse-Mittelteils nach Abbildung 3.28

In der Serienausführung erfolgt die Formfüllung ohne Bewegung der Form steigend im Schwerkraft-Gießverfahren. Ein großzügig dimensioniertes Einguss-, Lauf- und Speisungssystem ist in den Formen eingearbeitet. Die im Oberkasten befindlichen offenen Speiser ermöglichen bei Bedarf die Anwendung der fallenden Füllung der Form.

Zur Reduzierung des Gießdrucks und zum Rückhalten in der Schmelze befindlicher Verunreinigungen ist ein schaumkeramischer Gießfilter in das Laufsystem integriert. Ein verlorener Kern ist zur Ausformung einer Mantelöffnung erforderlich.

In der Vorserienfertigung wird das Bauteil in der Legierung EN AC-ALSi8Cu3 hergestellt. Die Überhitzungstemperatur der Schmelze zur Festlegung der Gießtemperatur nach Gleichung 3.9 beträgt unter Serienbedingungen $T_{\text{ÜH}} = 150^{\circ}\text{K}$.

Abbildung 3.30 zeigt den Gussrohling mit dem bauteilspezifischen Gießsystem, bestehend aus Einguss, Laufsystem sowie 4 Speisern. Das metallische Einsatzgewicht (Gießgewicht) beträgt ca. 1,5kg.

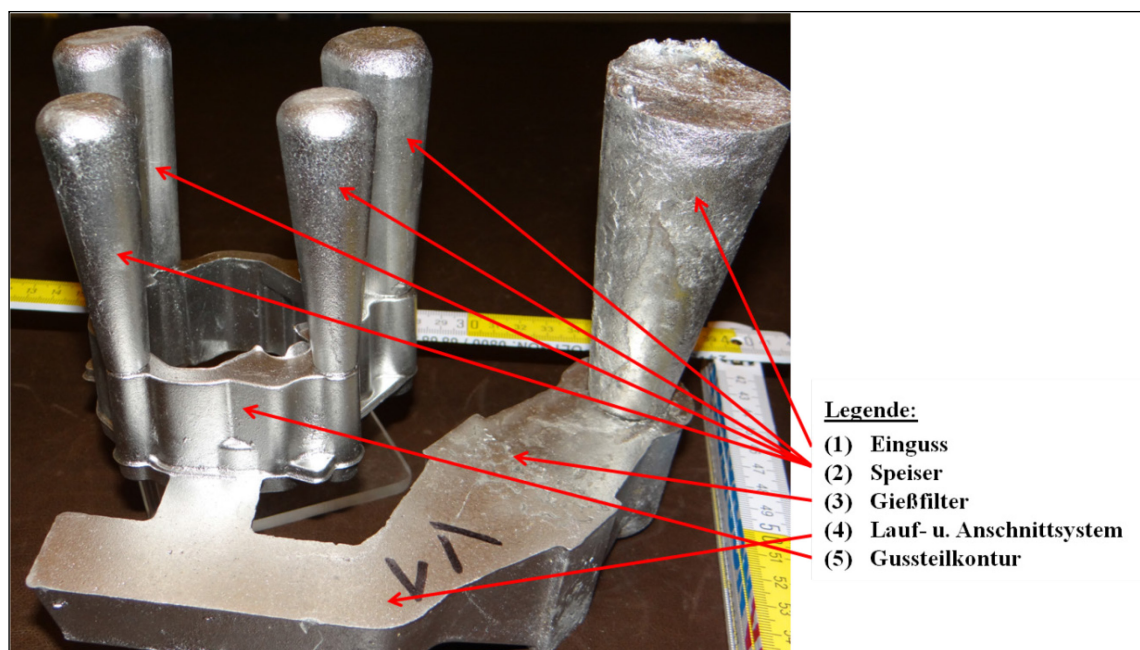


Abbildung 3.30, Gussrohling mit Gießsystem der steigenden Formfüllung

Die für die hier durchzuführenden Versuche benötigten verlorenen Formen wurden von der Gießerei in der Serienausführung (Abbildung 3.29) beigestellt und bei Bedarf den Erfordernissen nach modifiziert. So ist es durch einfaches Zusetzen des Anschnittbereiches im Unterkasten möglich, diese Form für die fallende Formfüllung zu verwenden. Dargestellt ist diese Änderung der verlorenen Form in **Abbildung 3.31**.

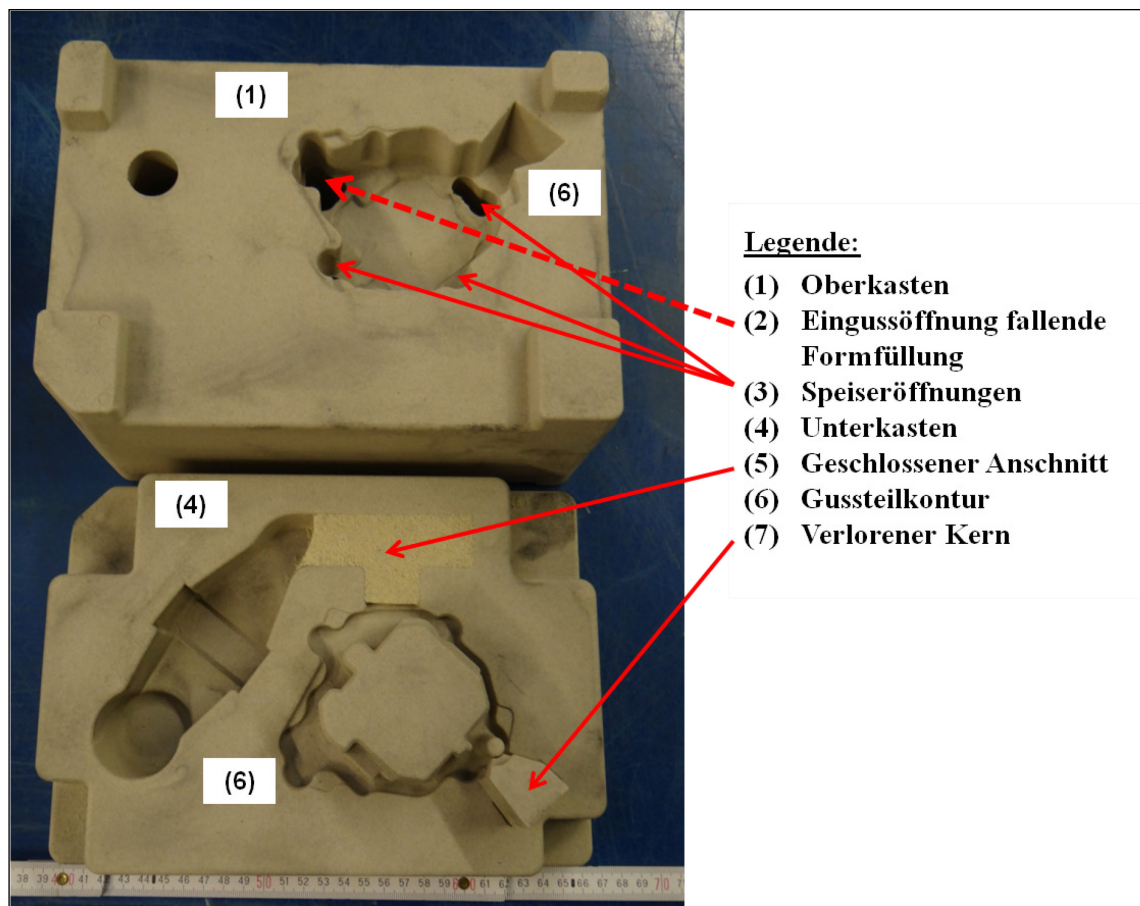


Abbildung 3.31, Darstellung der für die fallende Formfüllung modifizierten Gießform des Pumpengehäuses

Durch das Verschließen des Anschnittbereiches mit artgleichem kalthärtendem Formstoff entsteht ein gegenüber dem serienmäßig genutzten Einguss- und Laufsystem geschlossener Formhohlraum, bestehend aus der geometrisch unveränderten Gussteilkontur und den offenen Speisern. Die Füllung dieses Formhohlraums ist über die vorhandene Öffnung eines Speisers im Oberkasten möglich. Die Lage dieser Einguss- und Speiseröffnung im Oberkasten ist in Abbildung 3.31 mit der gestrichelten Linie markiert.

Abbildung 3.32 zeigt die Positionierung einer gießbereiten Form in der Spannvorrichtung auf dem Kipptisch der in Kapitel 3.8 vorgestellten Kippgießanlage.

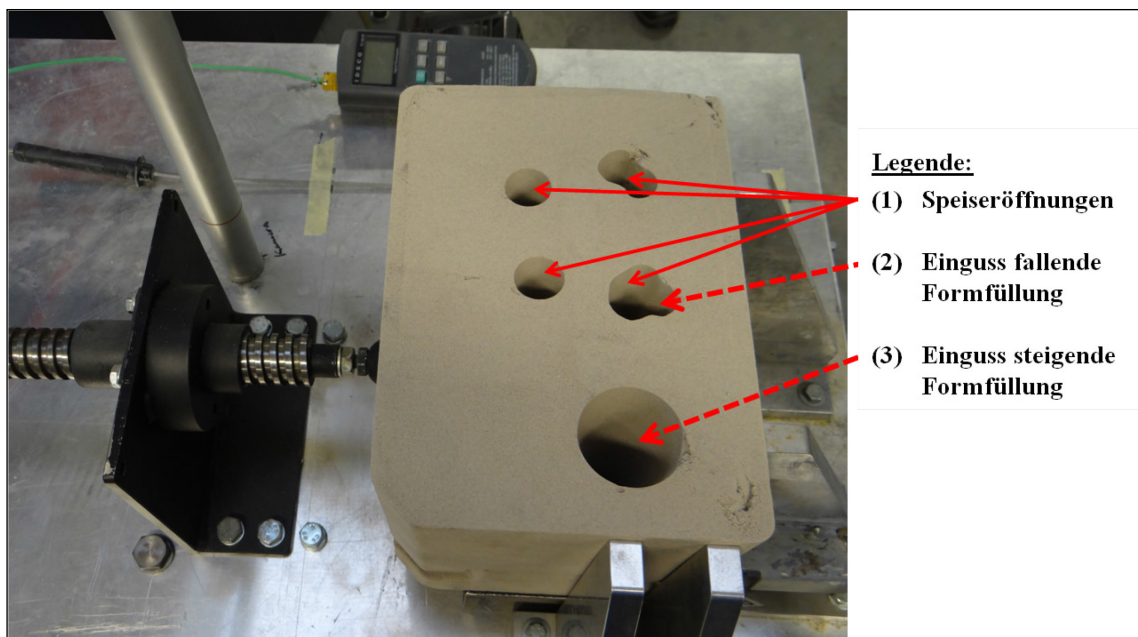


Abbildung 3.32, Positionierung einer gießbereiten verlorenen Sandform zur Herstellung eines Pumpengehäuses auf dem Kipptisch der Kippgießanlage

Das Gießgewicht wird durch den Entfall des Einguss- und Laufsystems der steigenden Formfüllung um ca. 0,9kg auf ca. 0,6kg reduziert. In **Abbildung 3.32** ist ein derart hergestelltes Pumpengehäuse vorgestellt.

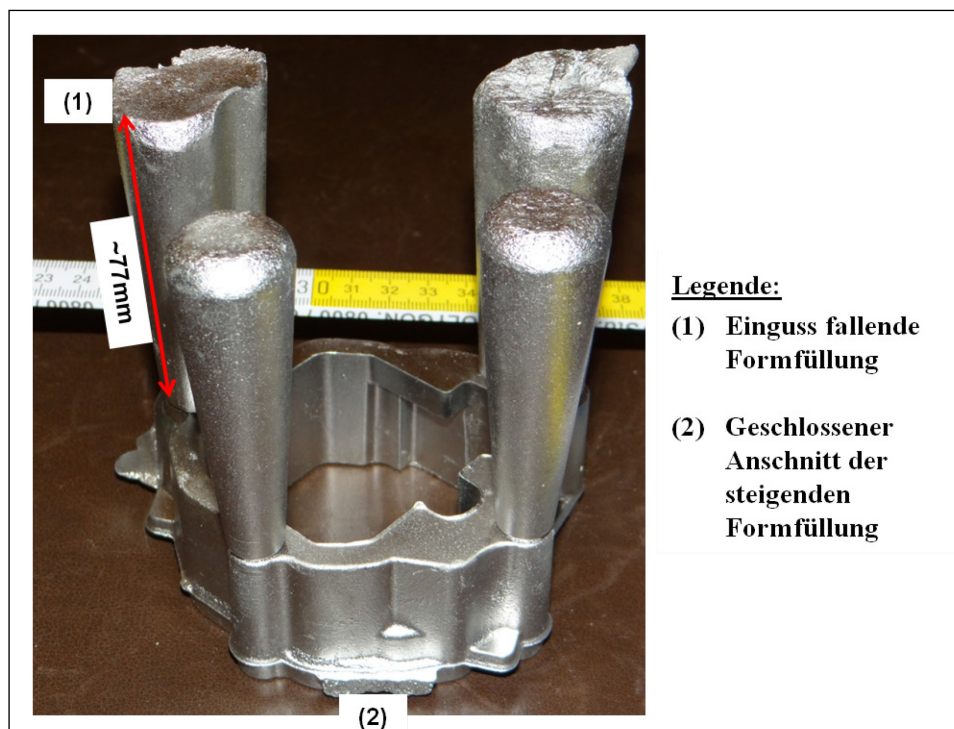


Abbildung 3.33, Pumpengehäuse, hergestellt mit fallender Formfüllung, Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$

Es werden vergleichende Untersuchungen bezüglich der Qualität der nach folgenden Gießverfahren erzeugten Bauteile durchgeführt:

1. Schwerkraft-Gießverfahren, steigende Formfüllung
2. Schwerkraft-Gießverfahren, fallende Formfüllung, Kippwinkel $0^\circ < \alpha_{\text{Kipp}} \leq 70^\circ$

Eine Zusammenfassung der gewählten Versuchsparameter wird in der Tabelle in **Abbildung 3.34** gegeben.

Prozessparameter	Kurzzeichen	V 1	V 2	V 3
Gießtemperatur zu Gießbeginn	T_G	770°C (+/- 10°K)	700°C (+/- 10°K)	700°C (+/- 10°K)
Formtemperatur zu Gießbeginn	T_F	20°C (+/-3°K)	20°C (+/-3°K)	20°C (+/-3°K)
Formfüllung		steigend	fallend	fallend
Kippwinkel Gießbeginn	α_{Kipp}	0°	45°	70°

Abbildung 3.34, tabellarische Zusammenfassung der wesentlichen Versuchsparameter zur Herstellung des Pumpengehäuses

Um eine gute Übertragbarkeit der Ergebnisse dieser Untersuchungen auf die Ergebnisse der mit der Probegeometrie nach Abbildung 3.1 durchgeführten Versuche zu gewährleisten, findet hier im Unterschied zu den Serienbedingungen die Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 Anwendung.

Zur Beurteilung der Schmelzequalität der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 gelten die in Kapitel 3.7.2 genannten Sollwerte für die thermische Analyse wie auch die Vorgaben zum Dichteindex DI.

Neben einer visuellen Prüfung der Bauteile hinsichtlich potentieller Gießfehler werden die Bauteile zerstörungsfrei mittels Durchstrahlungsprüfung in Anlehnung an DIN EN 12681 Giessereiwesen - Durchstrahlungsprüfung mittels eines industriellen Röntgenprüfsystems mit Flachdetektor auf innere Fehlstellen, wie z. B. Lunker, Poren oder nichtmetallische Einschlüsse hin untersucht.

Nach einer gemäß der in Kapitel 3.9 beschriebenen Soll-Werte durchgeführten Wärmebehandlung T6 der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 werden im Zugversuch nach

DIN EN ISO 6892-1 die mechanischen Eigenschaften, hier die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ sowie die Zugfestigkeit R_m der Bauteile ermittelt. Die Lage der mechanisch aus den Bauteilen herausgearbeiteten Zugstäbe vom Typ Zugprobe DIN 50125 - B 4 x 20 ist in **Abbildung 3.35** gekennzeichnet.

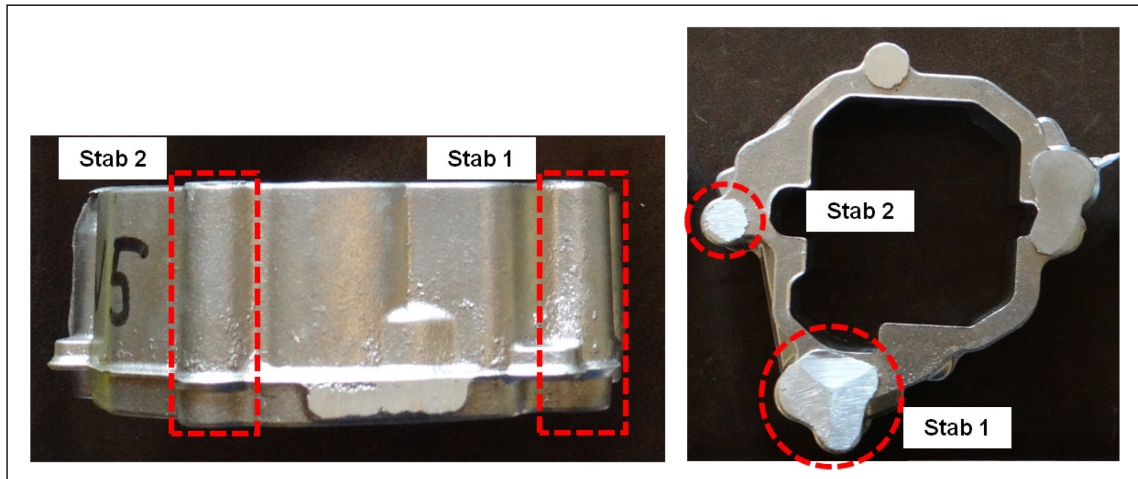


Abbildung 3.35, Lage der für die Überprüfung der mechanischen Eigenschaften erforderlichen Zugstäbe im Pumpengehäuse

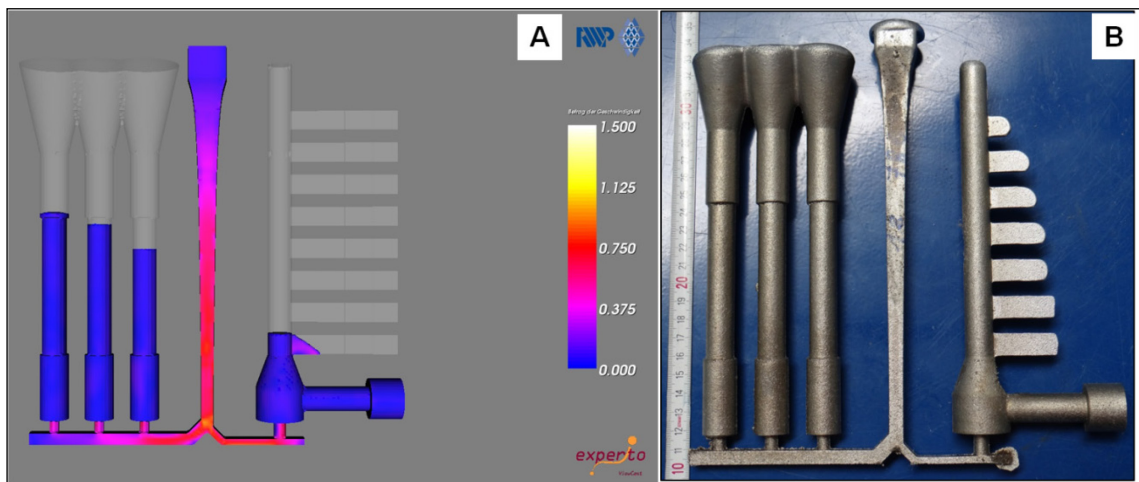
Die Position des Zugstab Nr. 1 ist dadurch gekennzeichnet, dass es sich hierbei um den Bereich eines Anschraubnockens des Gehäuses handelt, der sich direkt unterhalb des bei der fallenden Formfüllung als Einguss genutzten Speisers befindet. Zugstab Nr. 2 wird dem Bereich eines weiteren Anschraubnockens des Gehäuses entnommen, der ausreichende Wandstärken zur Herstellung der Zugstabgeometrie aufweist.

4 Versuchsergebnisse und Diskussion

4.1 Simulation der Formfüllung bei steigender und fallender Gießweise

Erste Simulationen der Formfüllung bei steigender Gießweise wurden mit den zuvor in Abbildung 3.13 vorgegebenen sowie den im Programm voreingestellten Prozessgrößen mit der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 durchgeführt. Die Ergebnisse zeigen hinsichtlich der simulierten Füllung des Formhohlraums im Vergleich zu der in den Vorversuchen erzeugten Kontur der Gussteile bereits bei optischer Betrachtung keine angemessene Übereinstimmung.

Deutlich wird dies in der Gegenüberstellung der Teilbilder A und B in **Abbildung 4.1**. Im Teilbild A ist die im Rahmen der Simulation zu füllende Kontur transparent dargestellt, die nach Abschluss der Berechnung gefüllten Bereiche sind farblich kenntlich gemacht. Teilbild B zeigt das Ergebnis einer im Rahmen der durchgeführten Vorversuche hergestellten Probe, die unter Anwendung der genannten Sollwerte hergestellt wurde. Bereits bei optischer Betrachtung ist ein erheblicher Unterschied bezüglich der Füllung der Formkontur beider Proben erkennbar.



**Abbildung 4.1, Gegenüberstellung der Füllung des Formhohlraums;
Teilbild A: Ergebnis der Simulation; Teilbild B: reales Gussteil**

Um die Ergebnisse aus der Simulation und dem realen Abguss nicht nur qualitativ miteinander vergleichen zu können, wird im Folgenden als quantitative Vergleichsgröße der Füllgrad FG verwendet. Der Füllgrad FG, angegeben in [%] ist definiert als das Verhältnis des im Rahmen der Simulation bzw. des praktischen Versuchs gefüllten Volumens V_{sim} bzw. V_{real} zum theoretisch maximal zu füllenden Volumen des Gussteils V_{gesamt} . Dieses beträgt, wie in Kapitel 3.1.4 beschrieben, $V_{\text{gesamt}} = 353\text{cm}^3$.

$$\text{Füllgrad FG [\%]} \quad FG = \frac{V_{sim/real}}{V_{gesamt}} \times 100\% = \frac{V_{sim/real}[cm^3]}{353[cm^3]} \times 100\% \quad (4.1)$$

Das im Rahmen der praktischen Versuche gefüllte Volumen V_{real} kann für diese Betrachtung mit ausreichender Genauigkeit errechnet werden, indem die gewogene Probenmasse m durch das spezifische Gewicht ρ der Legierung dividiert wird.

$$\text{Volumen } V_{real} [cm^3] \quad V_{real} = \frac{m}{\rho} [cm^3] \quad (4.2)$$

Während das hier verwendete Simulationsprogramm die Möglichkeit bietet, nach Abschluss der Simulation den Füllgrad FG dem automatisch erzeugten Berechnungsprotokoll zu entnehmen, wird der Füllgrad der experimentell erzeugten Proben unter Anwendung der genannten Formeln (4.1) und (4.2) errechnet.

Bei dem in Abbildung 4.1 dargestellten Beispiel beträgt der Füllgrad der Simulation (Teilbild A) $FG \sim 46\%$. Dagegen beträgt der Füllgrad FG der experimentell erzeugten Probe (Teilbild B) $FG \sim 84\%$ mit:

$$\begin{array}{ll} \text{Masse } m \text{ der Probe} & m = 786g \\ \text{spezifisches Gewicht } \rho \text{ EN AC-AlSi7Mg0,3} & \rho = 2,65g/cm^3 \end{array}$$

Der Füllgrad FG weiterer experimentell hergestellter Proben beträgt ca. $80\% < FG < 95\%$.

Eine mögliche Ursache für die erhebliche Differenz zwischen simuliertem Füllgrad und experimentell erzeugtem Füllgrad stellt der aus der Stoffdatenbank des Simulationsprogramms vorgegebene Wärmeübergangskoeffizient h dar.

Zur Prüfung dieses Sachverhaltes wurden im Folgenden zahlreiche Simulationsrechnungen sowohl mit der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 als auch mit der Legierung EN AC-AlCu4Ti durchgeführt, bei denen jeweils ausschließlich der Betrag des Wärmeübergangskoeffizienten h variiert wurde. Alle anderen variablen Größen entsprechen den vorgegebenen Sollwerten. Die derart ermittelte Abhängigkeit der simulierten Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizient h wird grafisch für die Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 in **Abbildung 4.2** dargestellt.

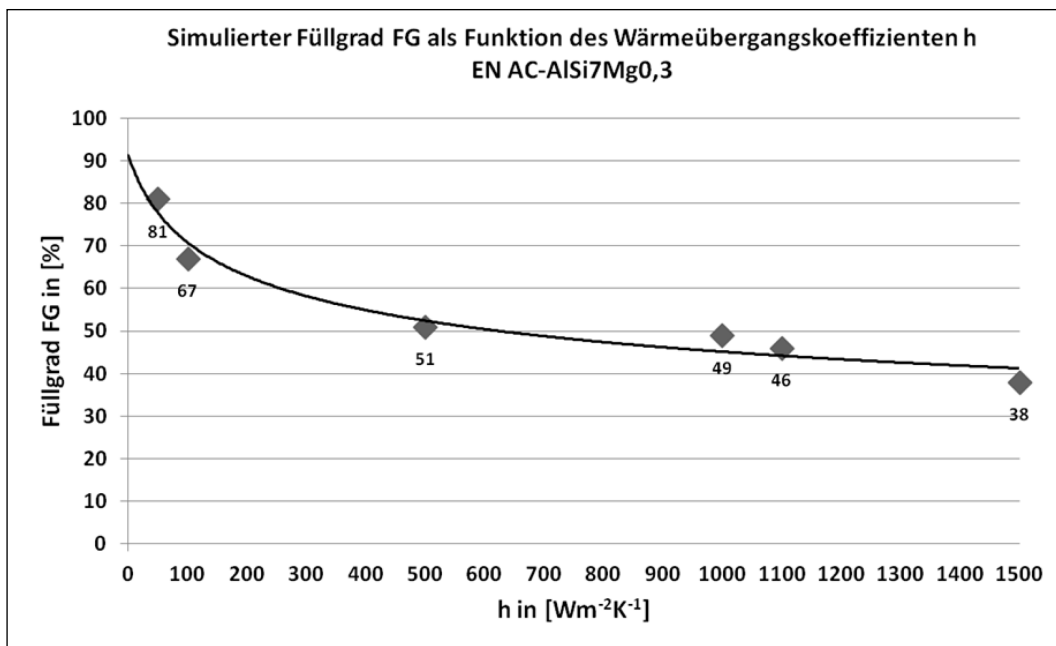


Abbildung 4.2. Abhängigkeit des durch die Simulation errechneten Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizienten h bei der Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3

Eine vergleichbare Abhängigkeit des Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizient h ist bei den Ergebnissen der Simulation mit der Legierung EN AC-ALCu4Ti festzustellen, wie **Abbildung 4.3** zeigt.

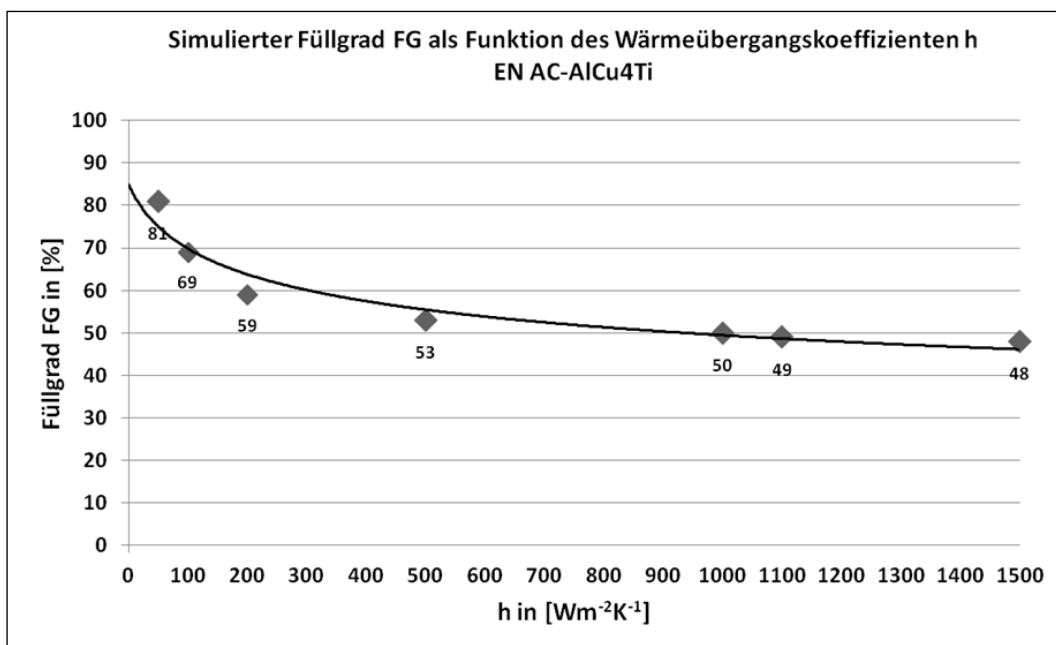


Abbildung 4.3, Abhängigkeit des durch die Simulation errechneten Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizienten h bei der Legierung EN AC-ALCu4Ti

Für die Abhängigkeit des Füllgrades FG vom Wärmeübergangskoeffizienten h wurde in beiden Fällen eine Ausgleichskurve errechnet, deren Verlauf einer Potenzfunktion entspricht und in den Grafiken als durchgezogene Linie gekennzeichnet ist.

Dem Verlauf dieser Funktionen nach werden bei Verwendung des Simulationsprogramms Experto ViewCast realitätsnahe Füllgrade von $80\% < FG < 95\%$ der zu untersuchenden Probengeometrie bei einem Betrag des Wärmeübergangskoeffizienten $h < 100 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ erzielt.

In der Fachliteratur werden dem gegenüber für den Aluminium-Sandguss Beträge des Wärmeübergangskoeffizienten h in einer Größenordnung von $1.000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1} \geq h \leq 2.000 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ genannt [51; S. 198-201].

Zur Überprüfung der zuvor beschriebenen Ergebnisse wurden in der Folge Formfüllungssimulationen unter Anwendung eines Wärmeübergangskoeffizienten $h = 50 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ für die Legierungen EN AC- AlSi7Mg0,3 und EN AC- AlCu4Ti durchgeführt. Die diesen Berechnungen zugrunde liegenden Randbedingungen sind tabellarisch in **Abbildung 4.4** zusammengefasst.

Simulation der Formfüllung mittels Experto ViewCast, Version 5.1.04									
Randbedingungen									
Simulation Nr.	Art der Simulation	Geometrie Version	Netz Anzahl Elemente	Legierungs- bez. (lt. Datenbank)	Formstoff (lt. Datenbank)	Wandstärke Form [mm]	Gießtemperatur [°C]	Formtemperatur [°C]	Wärmeübergangskoeff. h [$\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$]
SK_A356_0Grad_7	FF Schwerkraft steigend	26_1	1.000.000	A356	chemisch gebundener Sand	10	700	25	50
SK_A201_0Grad_15	FF Schwerkraft steigend	26_1	1.000.000	AlCu4Ti	chemisch gebundener Sand	10	730	25	50

Abbildung 4.4, Randbedingungen zur Simulation der Formfüllung

In **Abbildung 4.5** und **Abbildung 4.6** werden die nach Abschluss der Simulationen als gefüllt berechneten Bereiche der Probengeometrie farblich dargestellt. Transparent abgebildet ist das nicht gefüllte Volumen der Probenkontur. Die durch das Programm errechneten Füllgrade FG betragen jeweils $FG \sim 81\%$. Die Farbgebung des Gusskörpers verdeutlicht in den Darstellungen den Betrag der Geschwindigkeit der Schmelze entsprechend der am rechten Bildrand befindlichen Farbskala.

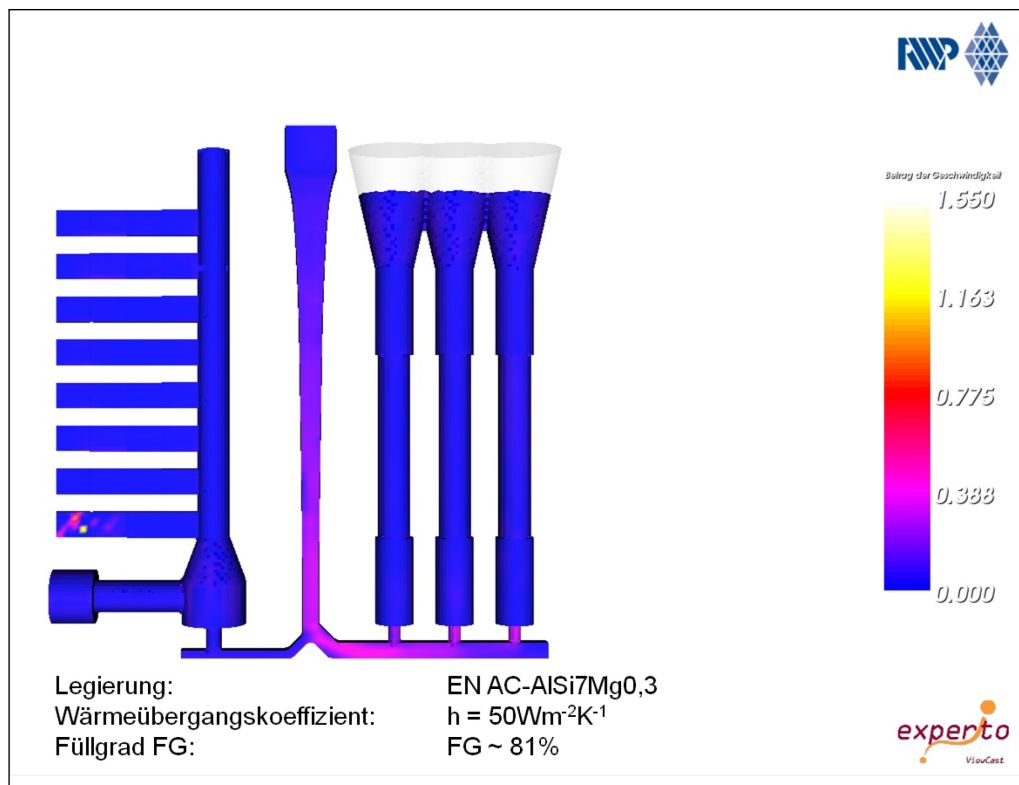


Abbildung 4.5, Ergebnis der Simulation der steigenden Formfüllung der Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3 mit Wärmeübergangskoeffizient $h = 50 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$

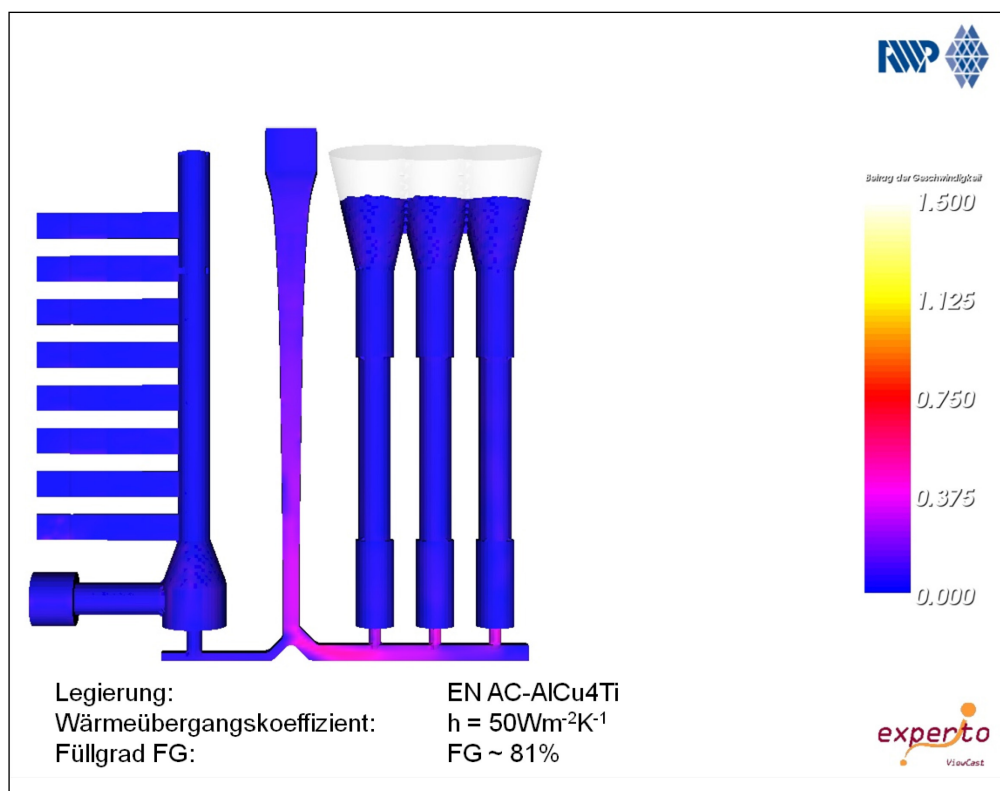


Abbildung 4.6, Ergebnis der Simulation der steigenden Formfüllung der Legierung EN AC-ALCu4Ti mit Wärmeübergangskoeffizient $h = 50 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$

Bemerkenswert ist bei den Ergebnisdarstellungen, dass die Flächen der acht übereinander angeordneten Stufenkeile als vollständig gefüllt simuliert werden, obwohl deren Wandstärke d nur maximal $d = 3\text{mm}$ und minimal $d = 0,5\text{mm}$ beträgt.

Unter Anwendung der in Kapitel 3.1.2 dieser Arbeit beschriebenen Definitionen des Fließvermögens FV und des Formfüllungsvermögens FFV weisen die unter den zuvor genannten Randbedingungen erzeugten Simulationsergebnisse somit sowohl ein Fließvermögen von $FV = 100\%$, wie auch ein Formfüllungsvermögen von $FFV = 100\%$ aus.

Als weitere Auffälligkeit ist in den Abbildungen erkennbar, dass das im Verhältnis zu den Stufenkeilen als dickwandig zu bezeichnende Speiservolumen der Zugstabproben bei der Simulation nur teilweise gefüllt wird.

Es ist somit festzuhalten, dass die Absenkung des Betrages des Wärmeübergangskoeffizienten h bezüglich des Füllgrades FG zu einer Annäherung der Simulationsergebnisse an die Ergebnisse aus experimentellen Vorversuchen dieser Arbeit führt. Als fragwürdig muss an dieser Stelle jedoch die Übertragbarkeit der Simulationsergebnisse bezüglich des Fließvermögens FV bzw. des Formfüllungsvermögens FFV auf die realen Abläufe bei der steigenden Formfüllung der untersuchten Probengeometrie mittels des Schwerkraft-Gießverfahrens eingestuft werden. Zu berücksichtigen ist dabei, dass die Wandstärken der hier vorliegenden Probengeometrie insbesondere im Bereich der Stufenkeile sehr geringe Werte einnehmen und somit in diesen Bereichen die Anzahl der in die Berechnung einfließenden Netzelemente trotz sehr feingliedriger Vernetzung gleichfalls gering ist.

Das Simulationsprogramm ermöglicht es weiterhin, die errechneten lokalen Geschwindigkeiten und Temperaturen der Schmelze zu unterschiedlichen Gießzeiten t_G zu analysieren. Beispielhaft dargestellt wird eine derartige Auswertung in **Abbildung 4.7**. Die Teilbilder A und B dieser Abbildung zeigen in der Ergebnisdarstellung der Formfüllungssimulation der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 einen Schnitt durch die Mitte des Probekörpers in der y -Ebene bei $y = 19$.

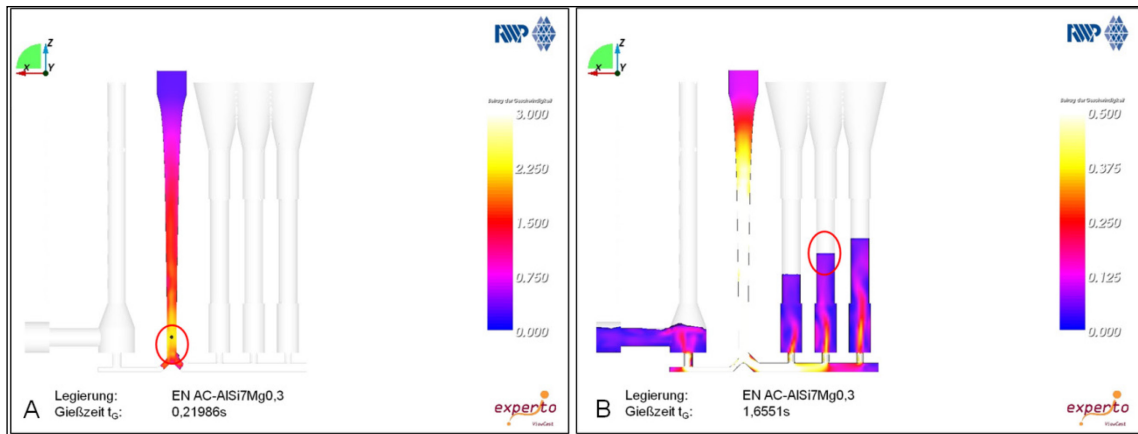


Abbildung 4.7, Analyse der durch die Formfüllungssimulation ermittelten Geschwindigkeit v der Schmelze

Rot umrandet sind in den Teilbildern A und B die Zonen, in denen durch Anwählen einzelner Netzzellen der Betrag der errechneten Geschwindigkeit der Schmelze zum ausgewählten Zeitpunkt der Formfüllung ermittelt wird. In diesen beiden Bereichen finden zu Vergleichszwecken entsprechende Geschwindigkeitsmessungen der Schmelzefront auch im Rahmen der experimentellen Untersuchungen statt, über deren Ergebnisse in Kapitel 4.3 berichtet wird.

Der in Teilbild A rot umrandete und in **Abbildung 4.8** vergrößert dargestellte Analysebereich $A_1-B_{1steigend}$ zeichnet sich dadurch aus, dass in dieser unmittelbar vor dem engsten Querschnitt des Eingusses gelegenen Zone die höchsten Geschwindigkeiten der einströmenden Schmelze zu erwarten sind. Die Gießhöhe der Schmelze beträgt an diesem Punkt $h_G = 205mm$.

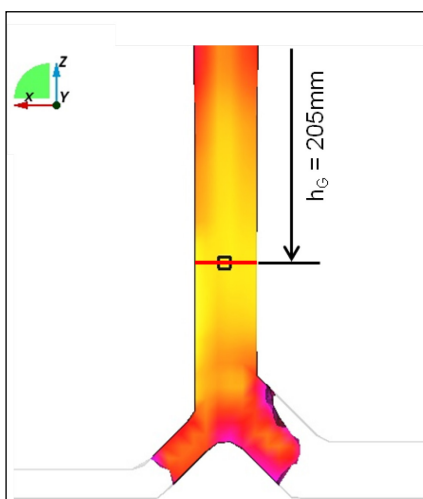


Abbildung 4.8, vergrößerte Darstellung des Analysebereiches $A_1-B_{1steigend}$ aus Teilbild 1 der Abbildung 4.7

Zur Analyse der bei der Simulation errechneten Geschwindigkeiten der Schmelze können auf der rot markierten Linie in Abbildung 4.8 fünf nebeneinander liegende Zellen des Netzes ausgewählt werden. Für jede dieser Zellen wird der errechnete Betrag der Geschwindigkeit angezeigt und in der Tabelle in **Abbildung 4.9** für die untersuchten Aluminium-Gusslegierungen EN AC-AlSi7Mg0,3 und EN AC AlCu4Ti wiedergegeben. Es handelt sich bei den angegebenen Beträgen um gerundete Werte.

Netzkoordinaten $x - y - z$	Steigende Formfüllung, Analysebereich $A_1-B_{1steigend}$	
	Geschwindigkeit $v \text{ [ms}^{-1}\text{]}$ EN AC-AlSi7Mg0,3	Geschwindigkeit $v \text{ [ms}^{-1}\text{]}$ EN AC-AlCu4Ti
78 – 20 – 24	2,16	2,2
79 – 20 – 24	2,18	2,26
80 – 20 – 24	2,23	2,25
81 – 20 – 24	2,15	2,13
82 – 20 – 24	2,28	2,10

Abbildung 4.9, errechnete Geschwindigkeitswerte der Schmelze im Bereich der in Abb. 4.8 dargestellten Messstrecke im Analysebereich $A_1-B_{1steigend}$

Die Simulation der beiden Legierungen erfolgte unter konstanten Randbedingungen. Die in Abbildung 4.9 aufgezeigten Geschwindigkeitswerte wurden bei identischer Gießzeit $t_G = 0,21986\text{s}$ und übereinstimmenden Netzkoordinaten ermittelt. Die als gering zu beurteilende Differenz der errechneten Geschwindigkeitsbeträge zwischen den untersuchten Legierungen ist auf stoffspezifische Unterschiede thermodynamischer Eigenschaften der beiden Legierungen, wie z. B. der Viskosität η der Schmelzen zurück zu führen. Alle errechneten Werte überschreiten die in Kapitel 2.2 vorgestellte kritische Geschwindigkeit $v_{krit} = 0,5 \text{ ms}^{-1}$ deutlich.

Ein Vergleich der bei der Simulation errechneten Geschwindigkeiten v mit der theoretischen Geschwindigkeit v_{theor} der Schmelze an gleicher Stelle führt zu folgendem Ergebnis: Die Fallhöhe h der Schmelze beträgt an dieser Stelle der hier vorliegenden Probengeometrie $h = 205\text{mm}$. Unter Anwendung der Gleichung (2.4) in Kapitel 2.2 dieser Arbeit errechnet sich unter den Voraussetzungen des Vorliegens einer idealen Flüssigkeit und einer verlustfreien Strömung die theoretische Geschwindigkeit v_{theor} der einströmenden Schmelze an dieser Stelle zu $v_{theor} \sim 2,01\text{ms}^{-1}$.

Bei der Beurteilung der durch die Simulation erzielten Ergebnisse ist zu beachten, dass aus softwaretechnischen Gründen eine Überhöhung des Eingusses gegenüber der realen Geometrie erforderlich war. Jedoch wird auch bei Berücksichtigung dieser zusätzlichen Fallhöhe von ca. 15mm in dem analysierten Bereich der Probengeometrie bei der Simulation Geschwindigkeiten v der Schmelze ermittelt, deren Beträge bis zu ca. 10% über der theoretischen Geschwindigkeit v_{theor} liegen. Somit ist den Ergebnissen der hier vorliegenden Simulationen nach davon auszugehen, dass Reibungsverluste im Einlauf, deren Kenntnis und Berücksichtigung nach F. Nielsen "für die sichere Handhabung des dargestellten Einlaufs in der Praxis" erforderlich ist [27; S. 5], durch die der Programmsystematik zu Grunde liegenden mathematischen Gleichungen nicht in ausreichendem Maße berücksichtigt werden.

Nach J. Mi, A. R. Harding und J. Campbell ist die Herstellung qualitativ hochwertiger Gussteile an die Voraussetzung gebunden, dass die Geschwindigkeit v der einströmenden Schmelze die kritische Geschwindigkeit $v_{\text{krit}} = 0,5\text{ms}^{-1}$ am Ende des Laufsystems nicht überschreitet [47; S. 325-334].

Zur Überprüfung dieser Anforderung wird in der nachfolgenden **Abbildung 4.10** das Simulationsergebnis dieser wichtigen Phase der Formfüllung durch Detailaufnahmen der zeitliche Verlauf der Füllung des Laufsystems bei der steigenden Formfüllung im Schwerkraft-Gießverfahren am Beispiel der Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3, simuliert unter den zuvor genannten Randbedingungen, verdeutlicht. Auch bei diesen Darstellungen handelt es sich um einen Schnitt durch die Mitte der Probengeometrie in der Ebene $y = 19$. Umrandet sind die ausgewerteten Bereiche der Schmelze. Es wurde jeweils der errechnete Betrag der mittleren Zelle an der Spitze der Schmelzefront bzw. am Übergang Anschnitt-Gusskörper ermittelt und in die Darstellung eingetragen.

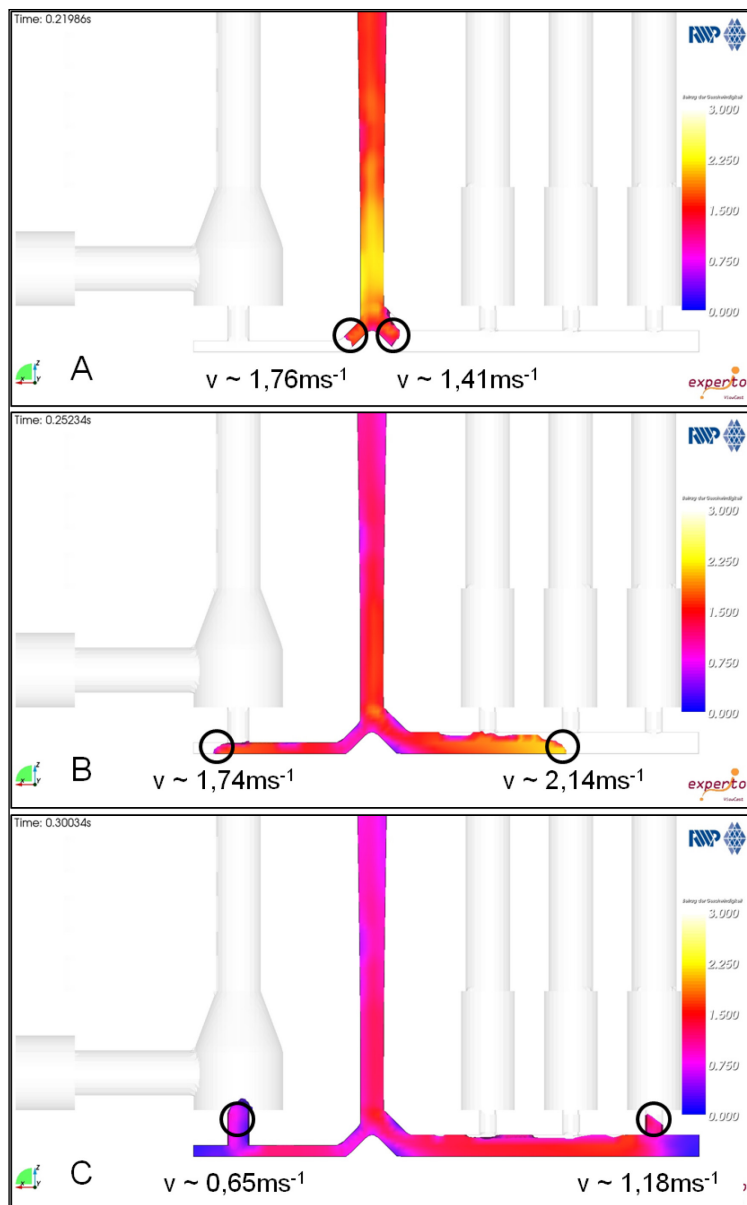


Abbildung 4.10, errechnete Geschwindigkeitswerte der Schmelze im Laufsystem und Anschnitt

Unter der Annahme, dass die bei der Simulation errechneten Beträge der Geschwindigkeit v der Schmelze aus den zuvor dargelegten Gründen einen systematischen Fehler in einer Größenordnung von $\sim 20\%$ aufweisen, zeigen die Ergebnisse dennoch, dass die Geschwindigkeit v der Schmelze in diesem qualitätsbestimmenden Bereich der Form den Betrag der kritischen Geschwindigkeit $v_{\text{krit}} = 0,5\text{ms}^{-1}$ überschreitet und somit eine turbulente Strömung vorliegt.

Der in Teilbild B der Abbildung 4.7 gekennzeichnete und in **Abbildung 4.11** vergrößert dargestellte Analysebereich $A_2-B_{2\text{steigend}}$ dient insbesondere der Ermittlung der zu erwartenden Strömungsgeschwindigkeiten im Bereich des Gussteils bei einem Vergleich zwischen der steigenden und der fallenden Formfüllung.

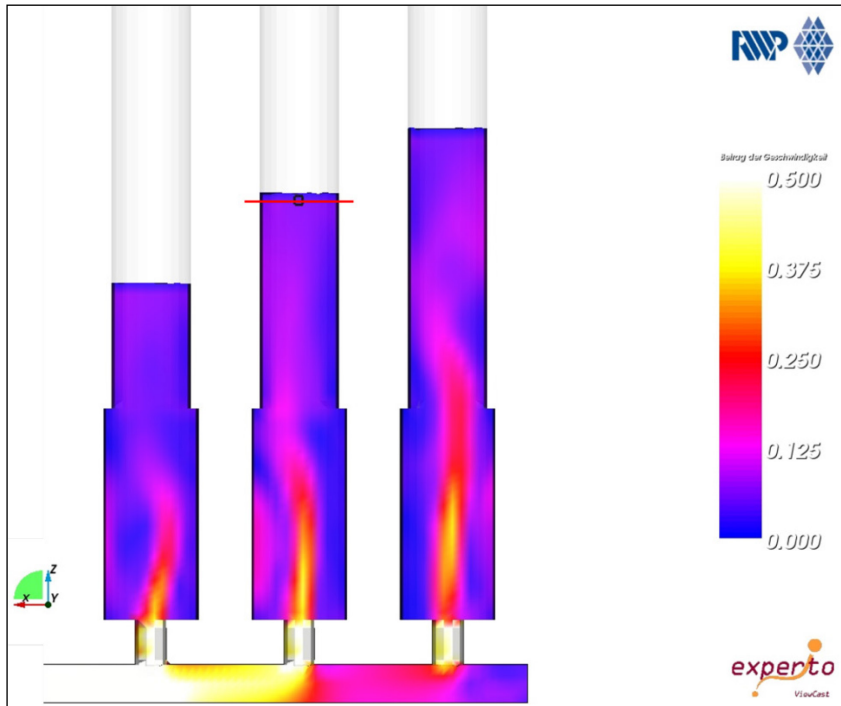


Abbildung 4.11, vergrößerte Darstellung des Analysebereiches $A_2-B_{2\text{steigend}}$ aus Teilbild B der Abbildung 4.7

Zur Analyse der bei der Simulation errechneten Geschwindigkeiten v der Schmelze können auf Grund der größeren Wandstärke dieses Gussteilbereiches auf der rot markierten Linie in Abbildung 4.11 neun nebeneinander liegende Zellen des Netzes ausgewertet werden. Die im Rahmen der Simulation der steigenden Formfüllung bei einer Gießzeit t_G von $t_G = 1,6551\text{s}$ (EN AC-AlSi7Mg0,3) bzw. $t_G = 1,6553\text{s}$ (EN AC-AlCu4Ti) errechneten Beträge der Geschwindigkeit v der Schmelze sind in der Tabelle in **Abbildung 4.12** wiedergegeben. Da es sich hierbei um niedrige Werte handelt, wurde an dieser Stelle auf eine Rundung verzichtet.

Netzkoordinaten $x - y - z$	Steigende Formfüllung, Analysebereich $A_2-B_{2\text{steigend}}$	
	Geschwindigkeit $v \text{ [ms}^{-1}\text{]}$ EN AC- AlSi7Mg0,3	Geschwindigkeit $v \text{ [ms}^{-1}\text{]}$ EN AC- AlCu4Ti
33 – 20 – 67	0,068	0,068
34 – 20 – 67	0,067	0,068
35 – 20 – 67	0,061	0,068
36 – 20 – 67	0,069	0,069
37 – 20 – 67	0,063	0,076
38 – 20 – 67	0,07	0,072
39 – 20 – 67	0,072	0,071
40 – 20 – 67	0,084	0,067
41 – 20 – 67	0,075	0,063

Abbildung 4.12. errechnete Geschwindigkeitswerte v der Schmelze an der in Abb. 4.11 gekennzeichneten Messstrecke im Analysebereich $A_2-B_{2\text{steigend}}$

In diesem Bereich der Probengeometrie betragen die errechneten Geschwindigkeiten v der Schmelze bei den untersuchten Legierungen ca. $0,06\text{ms}^{-1} < v < 0,09\text{ms}^{-1}$, sodass zu diesem Zeitpunkt der steigenden Formfüllung die kritische Geschwindigkeit $v_{\text{krit}} = 0,5\text{ms}^{-1}$ deutlich unterschritten wird und somit von einer turbulenzarmen Füllung auszugehen ist.

Zur Simulation der fallenden Formfüllung wurde der Gussteilgeometrie nach Abbildung 3.7 hilfsweise ein die beiden Kavitäten verbindendes Laufsystem mit einem zentralen Gießtümpel hinzugefügt. Dargestellt wird diese Anordnung in **Abbildung 4.13**. Dieses Laufsystem erhöht die Gießhöhe h_G gegenüber der realen Geometrie um ca. 20mm und ermöglicht, dass die Schmelze unmittelbar in den konturgebenden Formhohlraum einströmen kann. Der weitere Ablauf des Pre-Processing erfolgt in der gleichen Weise, wie zuvor beschrieben. Die verwendeten Prozessparameter der Simulationsrechnungen entsprechen denen der Simulation der steigenden Formfüllung, mit Ausnahme des Wärmeübergangskoeffizienten h . Dieser entspricht bei den Berechnungen der fallenden Formfüllung mit $h = 1.100\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ dem voreingestellten Wert des Programms.

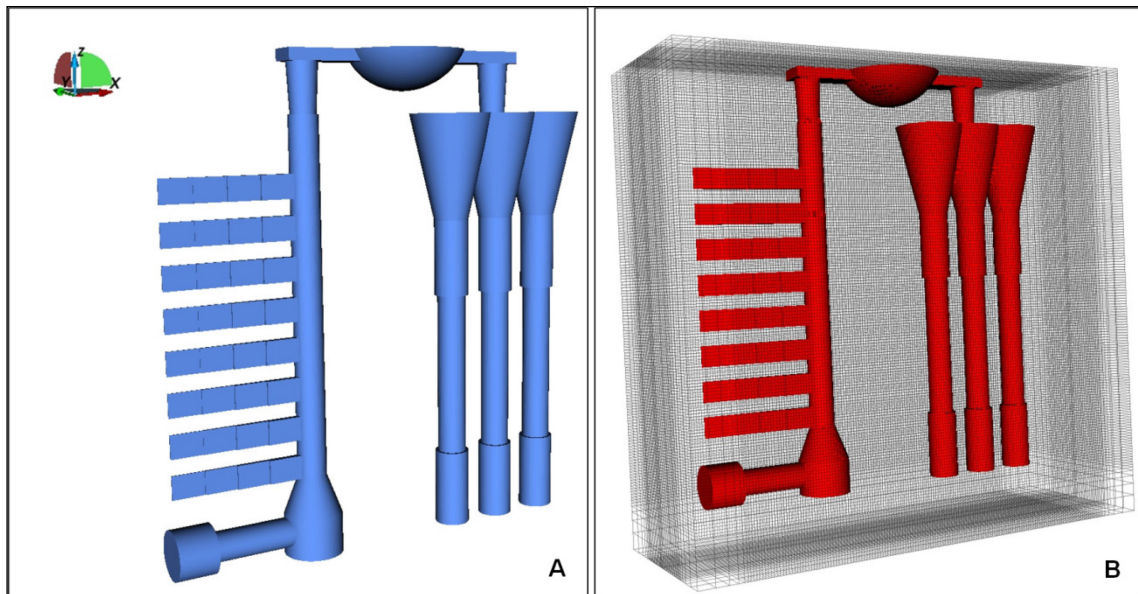


Abbildung 4.13, STL-Daten (Teilbild A) und Vernetzung (Teilbild B) der Probengeometrie zur Simulation der fallenden Formfüllung

Die Ergebnisse der Simulation der fallenden Formfüllung im Schwerkraft-Gießverfahren weisen für beide untersuchte Legierungen einen Füllgrad $FG = 100\%$ aus. Damit betragen in der Simulation sowohl das Fließvermögen $FV = 100\%$, als auch das Formfüllungsvermögen $FFV = 100\%$. **Abbildung 4.14** zeigt das Berechnungsergebnis nach Abschluss der fallenden Formfüllung am Beispiel der Legierung EN AC- $AlSi7Mg0,3$. Die errechnete Gießzeit t_G bis zur vollständigen Füllung der Form beträgt $t_G \sim 3,9s$.

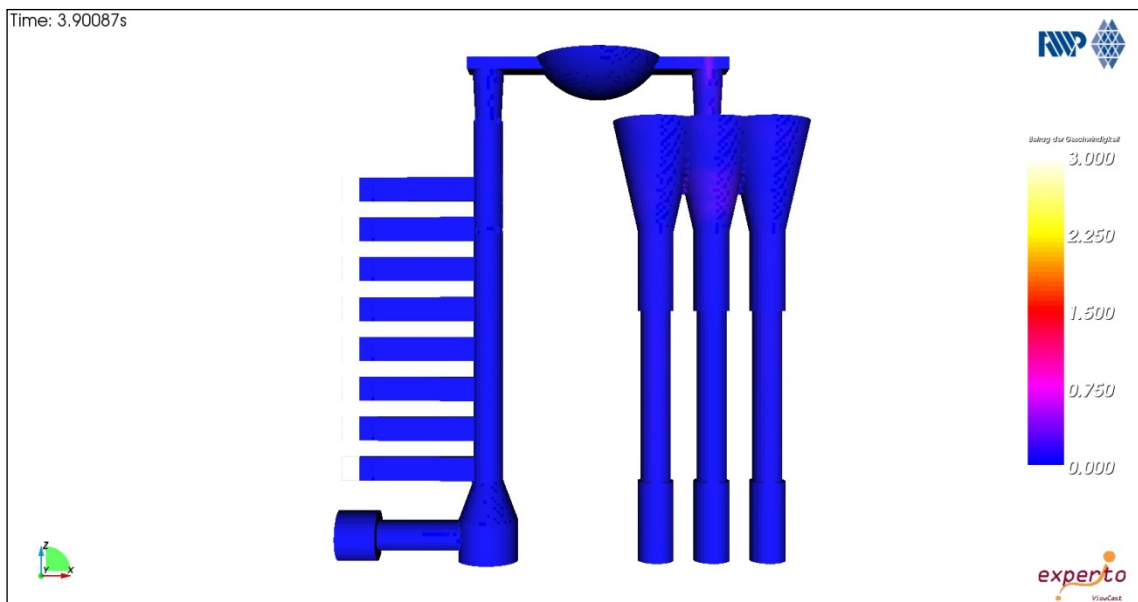


Abbildung 4.14, Ergebnis der Simulation der fallenden Formfüllung der Legierung EN AC- $AlSi7Mg0,3$

Zur späteren Gegenüberstellung der bei der Simulation errechneten Ergebnissen der Strömungsgeschwindigkeit v der Schmelze mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen werden auch bei der fallenden Gießweise zwei Bereiche der Kontur analysiert. Es handelt sich dabei zunächst um den in **Abbildung 4.15** umrandeten Bereich der mittleren Zugstabprobe (Analysebereich $A_2-B_{2\text{fallend}}$), der in der Schnittebene $y = 23$ in der Mitte der Probengeometrie ausgewertet wird.



Abbildung 4.15, Ermittlung der errechneten Strömungsgeschwindigkeit v der Schmelze im Analysebereich $A_2-B_{2\text{fallend}}$ bei der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3

Bei Erreichen dieses Bereiches hat die Schmelze unter Berücksichtigung der durch das Laufsystem verursachten zusätzlichen Gießhöhe von ca. $h_G \sim 20\text{mm}$ eine Gesamthöhe von $h_G \sim 170\text{mm}$ zurückgelegt. Die theoretisch erreichbare Geschwindigkeit v_{theor} beträgt in diesem Bereich somit $v_{\text{theor}} \sim 1,8\text{ms}^{-1}$.

Die Schmelzefront einer einströmenden Schmelze der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 erreicht der Simulation nach bei fallender Formfüllung im Schwerkraft-Gießverfahren den Analysebereich A nach einer Gießzeit $t_G \sim 0,3\text{s}$ mit einer Geschwindigkeit von $1,2\text{ms}^{-1} < v < 1,4\text{ms}^{-1}$. Damit wird die als Grenzgeschwindigkeit hinsichtlich der Entstehung turbulenter Strömungen eingestufte kritische Geschwindigkeit $v_{\text{krit}} = 0,5\text{ms}^{-1}$ deutlich überschritten. Die Gefahr des Abreißens der Schmelzefront und die damit einhergehende Tropfenbildung wird auch in **Abbildung 4.15** durch das Simulationsergebnis aufgezeigt.

4.2 Experimentelle Untersuchungen zur Formfüllung bei steigender und fallender Gießweise

Im experimentellen Teil der Untersuchungen über die Füllung verlorener Formen bei steigender und fallender Gießweise wurden mit Hilfe der unter Kapitel 4.7 vorgestellten automatischen Gießeinrichtung zahlreiche Versuchsreihen zur Überprüfung des Einflusses des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} auf die Formfüllung sowohl bei steigender, wie auch bei fallender Füllung der bekannten Probengeometrie mit den Legierungen EN AC- AlSi7Mg0,3 und EN AC- AlCu4Ti durchgeführt. Wie in Kapitel 4.7 beschrieben, wurde je Legierung der Einfluss der in **Abbildung 4.17** tabellarisch dargestellten Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} auf das Formfüllungs- und Fließverhalten untersucht.

	Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp}			
	0°	30°	45°	70°
steigende Formfüllung	X	X	X	X
fallende Formfüllung	X	X	X	X

Abbildung 4.17, Versuchsreihen zur Untersuchung des Einflusses des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} auf das Formfüllungs- und Fließvermögen und den mechanischen Eigenschaften

Weitere wesentliche Einflussgrößen auf diese Gießeigenschaften, wie die Gießtemperatur T_G , die Formentemperatur T_F und die jeweilige Legierungszusammensetzung wurden im Rahmen der für diese Untersuchungen vorgegebenen Toleranzen konstant gehalten.

Ausgewertet wurden die erzeugten Proben hinsichtlich des Wertes des Fließvermögens FV und des Wertes des Formfüllungsvermögens FFV unter Anwendung der in Kapitel 3.1.2 dieser Arbeit beschriebenen Beurteilungssystematik. Die im Folgenden angegeben Beträge stellen arithmetische Mittelwerte der Messergebnisse jeweils einer Probenmenge n von $n \geq 7$ dar.

Abbildung 4.18 zeigt die Ergebnisse zum Fließvermögen der untersuchten Legierungen EN AC- AlSi7Mg0,3 und EN AC- AlCu4Ti bei steigender Formfüllung.

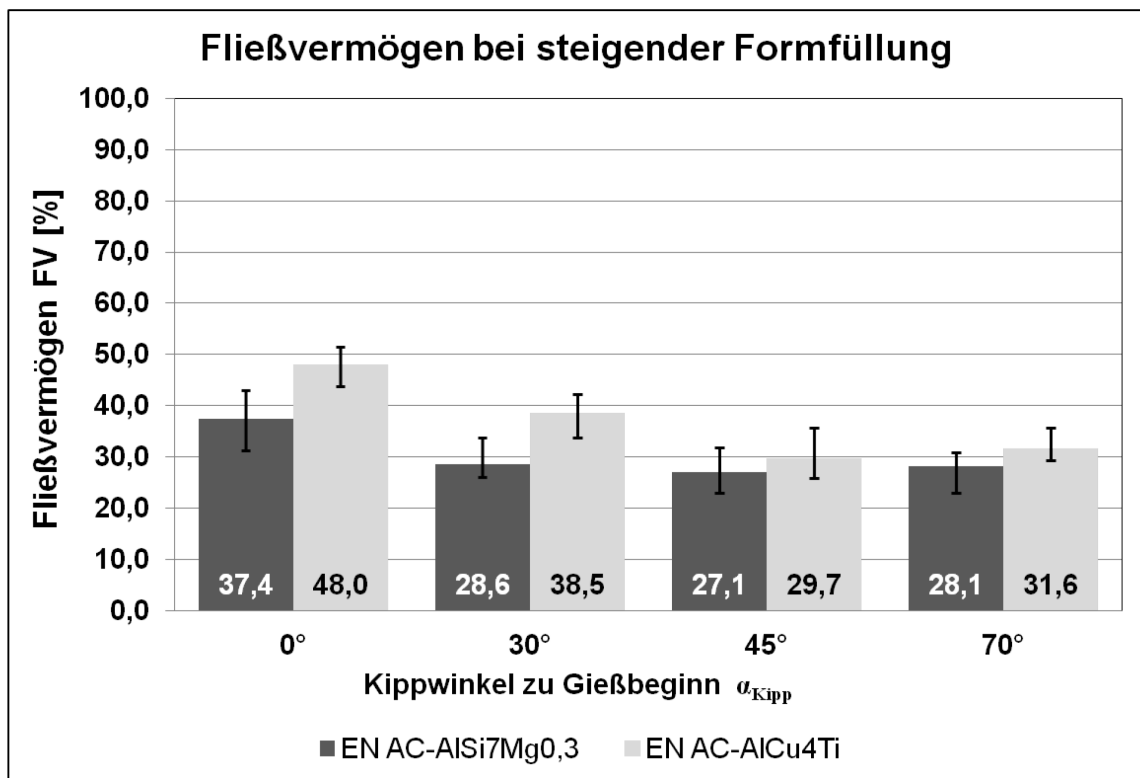


Abbildung 4.18, Abhängigkeit des Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei steigender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}

Aus der Fachliteratur bekannt ist die grundsätzliche Abhängigkeit des Fließvermögens metallischer Schmelzen von der Temperatur der Schmelze. Verwiesen hierzu wird beispielhaft an dieser Stelle auf die entsprechenden Ausführungen und Darstellungen von J. Campbell in [25; S.79-87], in denen das Fließvermögen FV der hier untersuchten Legierungen auf Grund des in beiden Fällen vorhandenen breiten Erstarrungsintervalls als niedrig eingestuft wird.

Übereinstimmend zu diesen Aussagen weisen unter Anwendung der hier angewandten Probengeometrie zur Beurteilung des Fließvermögens FV beide Legierungen bei steigender Gießweise unter den Bedingungen des Schwerkraft-Gießverfahrens mit $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ nur ein Fließvermögen $\text{FV} < 50\%$ auf. Die Anwendung des Kippgießverfahrens führt auf Grund des mit der verlangsamten Formfüllung einhergehenden erhöhten Temperaturverlustes der Schmelze zu einer weiteren Beeinträchtigung des Fließvermögens.

Bei ansonsten konstant gehaltenen Prozessparametern ist eine deutliche Verbesserung des Fließvermögens der untersuchten Legierungen bei der Nutzung der fallenden Gießweise messbar, wie in **Abbildung 4.19** ersichtlich.

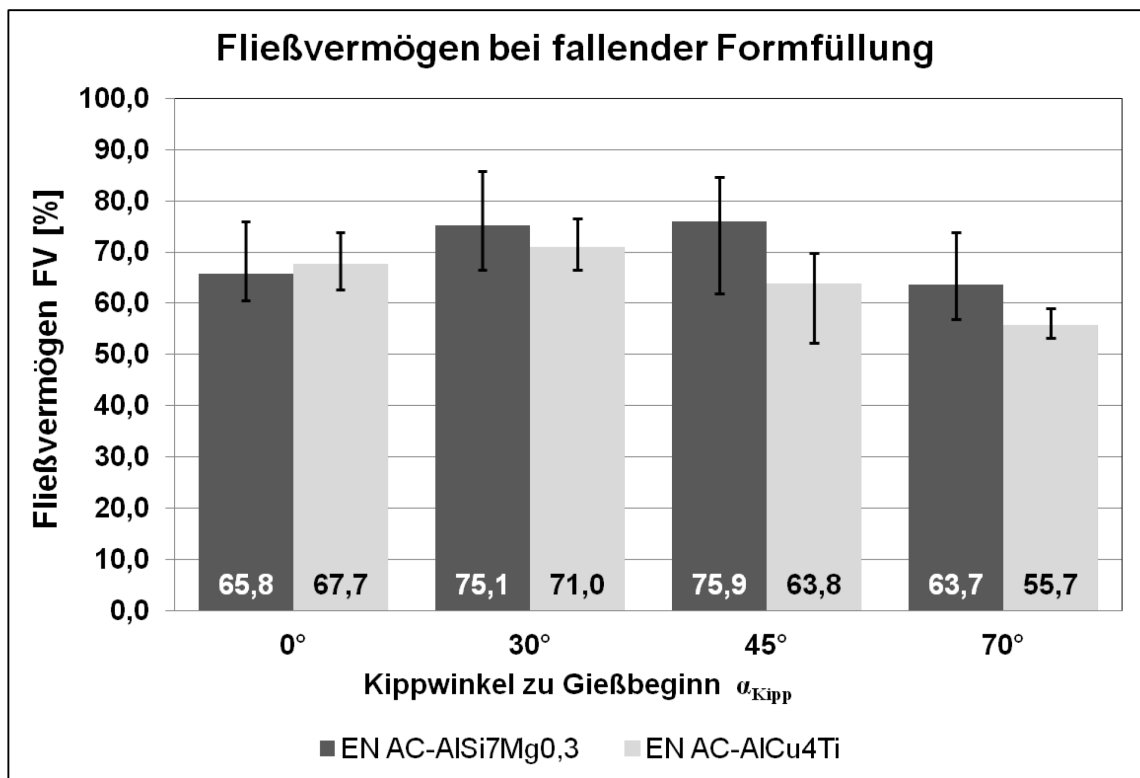


Abbildung 4.19, Abhängigkeit des Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}

Das Fließvermögen verbessert sich bei der fallenden Formfüllung unter den Bedingungen des Schwerkraft-Gießverfahrens mit $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ bei der Legierung EN AC-ALSi7Mg0,3 um ca. 75% und bei der Legierung EN AC-ALCu4Ti um ca. 40%.

Im Gegensatz zur steigenden Formfüllung führt das Kippgießen bei fallender Formfüllung unter einem Gießwinkel zu Gießbeginn von $\alpha_{\text{Kipp}} = 30^\circ$ zu einer weiteren Verbesserung des Fließvermögens beider Legierungen. Bei einem Kippwinkel α_{Kipp} im Bereich von $45^\circ \leq \alpha_{\text{Kipp}} \leq 70^\circ$ nimmt diese vorteilhafte Entwicklung wiederum ab.

Bei der Vorstellung der Ergebnisse der Simulation wurde auf die potentielle Beeinträchtigung der Formfüllung auf Grund der erkennbaren Vorfüllung der Stufenkeile zu einem frühen Zeitpunkt nach Gießbeginn aufmerksam gemacht (siehe Abbildung 4.16). Das kurzzeitige Verharren der Schmelze in diesen vorgefüllten Bereichen führt zu Temperaturverlusten und damit zu einem Anstieg der kinematischen Viskosität, einer für das Fließvermögen einer metallischen Schmelze wichtigen Eigenschaft [17; S. 27].

Das Kippen der Form zu Gießbeginn mit einem Kippwinkel α_{Kipp} im Bereich von $30^\circ \leq \alpha_{\text{Kipp}} \leq 45^\circ$ bewirkt, dass die Schmelze mit reduzierter Strömungsgeschwindigkeit v

turbulenzarm über die Formwand fließend in die Kavität einströmt. Dadurch gelangt die Schmelze erst zu den Eintrittsöffnungen der Stufenkeile, nachdem sie den Boden der Kavität erreicht hat und von dort ausgehend den gesamten Formhohlraum in aufsteigender Folge füllt. Die Schmelze kann ungehindert in die Kavität der Stufenkeile einfließen und diese entsprechend ihrer tatsächlichen Gießeigenschaften füllen.

Mit weiter zunehmendem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} > 45^\circ$ sinkt die Strömungsgeschwindigkeit v der Schmelze beim Einfließen in die Form derart, dass die zunehmenden Temperaturverluste ein stetig verringertes Fließvermögen bewirken.

Abbildung 4.20 gibt einen Überblick über die Ergebnisse des Formfüllungsvermögens bei steigender Gießweise. Auch in diesem Fall werden die in ihrer absoluten Höhe als gering einzustufenden maximalen Beträge in Höhe von $\text{FFV} = 36,3\%$ für die Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 bzw. $\text{FFV} = 44,5\%$ für die Legierung EN AC- AlCu4Ti bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ erreicht.

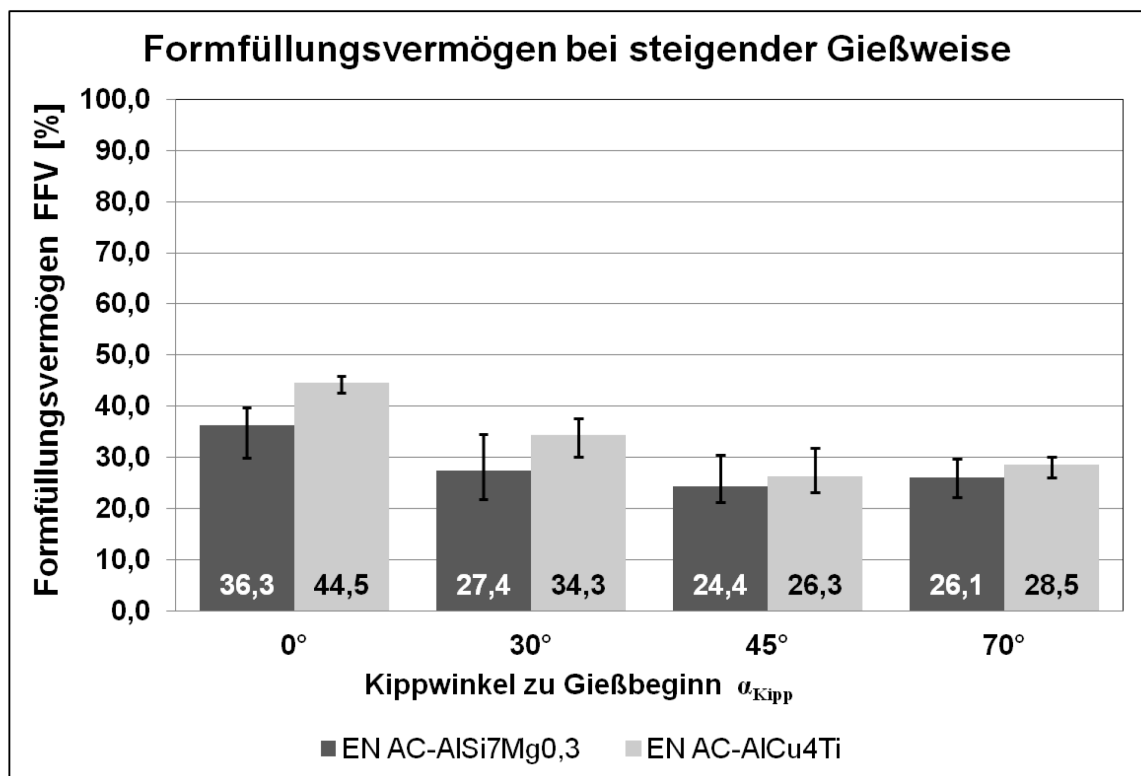


Abbildung 4.20, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV der untersuchten Legierungen bei steigender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}

Die Anwendung des Kippgießverfahrens führt mit zunehmendem Kippwinkel zu Gießbeginn bei dieser Art der Formfüllung zu einer Reduzierung des Formfüllungsvermögens auf Werte von $\text{FFV} \sim 25\%$.

Die Auswirkungen der fallenden Gießweise auf das Formfüllungsvermögen werden in **Abbildung 4.21** dargestellt. Die absoluten Beträge des Formfüllungsvermögens steigen im Vergleich zur steigenden Formfüllung signifikant an und erreichen z. B. für die Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$ eine Verdreifachung.

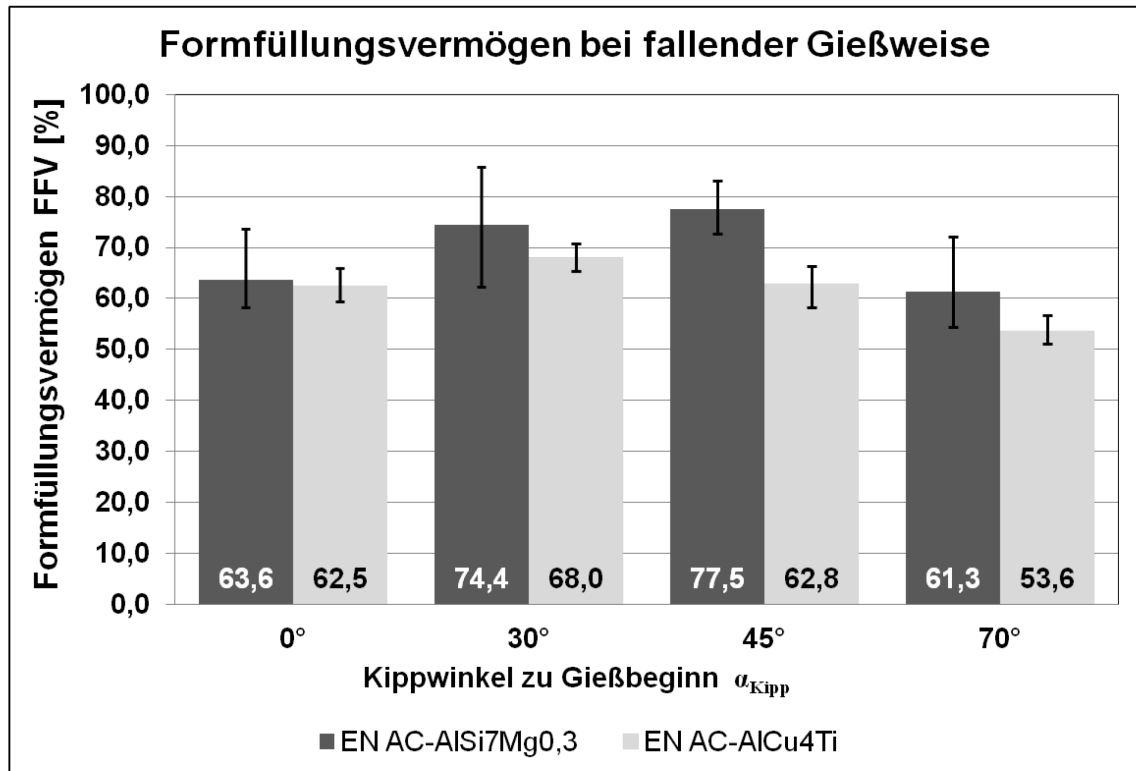


Abbildung 4.21, Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV der untersuchten Legierungen bei fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}

Auch der Betrag des Formfüllungsvermögens beider untersuchter Legierungen erreicht bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn von $30^\circ \geq \alpha_{\text{Kipp}} \leq 45^\circ$ sein Maximum und nimmt bei $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ wieder die Größenordnung des Schwerkraft-Gießverfahrens an.

Durch Ergänzung der Grafiken der vorstehenden Abbildungen 4.18 bis 4.21 um Ausgleichskurven wird in **Abbildung 4.22** die Gleichartigkeit des Verlaufes des Fließvermögens und des Formfüllungsvermögens der untersuchten Legierungen vom Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} unter den in der vorliegenden Untersuchung

angewandten Versuchsbedingungen bei steigender und fallender Gießweise deutlich.

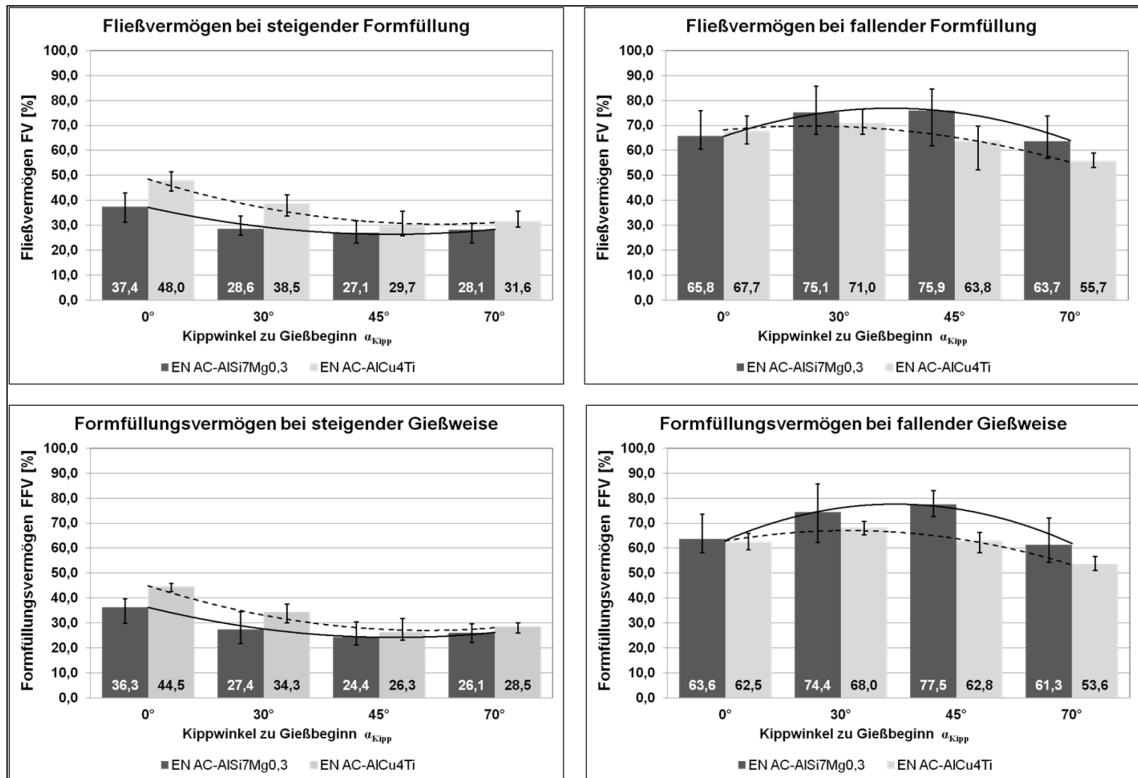


Abbildung 4.22, Gegenüberstellung der Ergebnisse über die Abhängigkeit des Formfüllungsvermögens FFV und Fließvermögens FV der untersuchten Legierungen bei steigender und fallender Formfüllung vom Kippwinkel α_{Kipp}

In [17] und [20; S. 52] wird der Zusammenhang des Fließ- und Formfüllungsvermögens unter Anwendung mathematischer Zusammenhänge beschrieben. In beiden Fällen nimmt der Betrag der Fließ- bzw. Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze im Quadrat Einfluss auf das Formfüllungs- und Fließvermögen. Damit ist die Kenntnis der Fließ- bzw. Strömungsgeschwindigkeit zur Beurteilung der im Rahmen dieser Untersuchung gewonnenen Ergebnisse über das Fließ- und Formfüllungsvermögen von Bedeutung.

4.3 Experimentelle Untersuchungen über die Strömungsgeschwindigkeit und Temperatur der Schmelze bei steigender und fallender Gießweise

Eine Beschreibung der in dieser Arbeit angewandten Methode zur Messung der Strömungsgeschwindigkeit v der Schmelze während der Formfüllung wie auch Angaben zu der Position der überprüften Messbereiche sind in Kapitel 3.2 enthalten.

Bei dem nach den Regeln von F. Nielsen [27] berechneten Einlauf- und Anschnittsystem der Probengeometrie für die steigende Formfüllung wird zunächst die aus der Gießhöhe h_G der Schmelze im Einguss resultierende kinetische Energie durch kontinuierliche Reduzierung des Querschnitts des Einlaufs reduziert. Hinter dem engsten Querschnitt des Einlaufs eingebrachte Richtungsänderungen verringern anschließend gezielt die Geschwindigkeit der Schmelze vor deren Eintritt in den Formhohlraum.

Die Messstrecke A_1-B_1 der Messanordnung der steigenden Formfüllung liegt unmittelbar vor der Drossel und entspricht dem Analysebereich A (siehe Abb. 4.8) der in Kapitel 4.1.2 beschriebenen Simulation der steigenden Formfüllung. Es handelt sich um den Bereich, in dem die höchste Strömungsgeschwindigkeit in einem für die steigende Formfüllung ausgelegten Gießsystem auftritt. In **Abbildung 4.23** werden die Messergebnisse dieser Versuchsreihe tabellarisch aufgeführt.

Geschwindigkeitsmessung Messstrecke A_1-B_1 , steigende Formfüllung								
Winkel zu Gießbeginn $\alpha_{Kipp} [^\circ]$	EN AC- $AlSi7Mg0,3$				EN AC- $AlCu4Ti$			
	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	\emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Mittelwert \emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	\emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Mittelwert \emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]
0	0,01155	19	1,65	1,62	0,01147	21	1,83	1,78
0	0,01318	21	1,59		0,01128	20	1,77	
0	0,01223	20	1,64		0,01215	21	1,73	
30	0,01525	21	1,38	1,41	0,01297	19	1,47	1,45
30	0,01500	20	1,33		0,01347	20	1,48	
30	0,01314	20	1,52		0,01368	19	1,39	
45	0,01806	21	1,16	1,21	0,01458	19	1,30	1,33
45	0,01411	18	1,28		0,01397	19	1,36	
45	0,01589	19	1,20		0,01357	18	1,33	
70	0,03897	20	0,51	0,52	0,02996	19	0,63	0,59
70	0,04123	20	0,49		0,03623	21	0,58	
70	0,03940	22	0,56		0,03378	19	0,56	

Abbildung 4.23, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung an der Messstrecke A_1-B_1 bei steigender Formfüllung

Die einströmende Schmelze erreicht in diesem Bereich den Messergebnissen zufolge beim Schwerkraft-Gießverfahren ($\alpha_{Kipp} = 0^\circ$) eine Strömungsgeschwindigkeit $\bar{v} \sim 1,6ms^{-1} - 1,8ms^{-1}$. Die rechnerisch durch das Simulationsprogramm ermittelte Geschwindigkeit beträgt in diesem Bereich $v \sim 2,2ms^{-1}$, wie zuvor in Abbildung 4.9 vorgestellt wurde.

In Abhängigkeit vom Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} wird beim Kippgießen unter steigender Formfüllung die Strömungsgeschwindigkeit in diesem Messbereich bis auf geringste Beträge von ca. $\bar{v} \sim 0,5\text{ms}^{-1} - 0,6\text{ms}^{-1}$ reduziert. Sie überschreitet aber in allen Messungen die kritische Geschwindigkeit $v_{\text{krit}} = 0,5\text{ms}^{-1}$, bei deren Erreichen mit der Bildung eines turbulenten Strömungsverhaltens zu rechnen ist.

Für eine Beurteilung des Einflusses der Strömungsgeschwindigkeit auf das Fließ- und Formfüllungsvermögen bei steigender Formfüllung eignet sich insbesondere die Auswertung der Ergebnisse der Messstrecke A₂-B₂, die dem Analysebereich B der in Kapitel 4.1.2 beschriebenen Simulation der steigenden Formfüllung entspricht.

In dieser Messanordnung wird die mittlere Geschwindigkeit \bar{v} der während der Füllung in der konturbildenden Kavität aufsteigenden Schmelze ermittelt. Die Ergebnisse der durchgeführten Messungen sind tabellarisch in **Abbildung 4.24** zusammengefasst.

Geschwindigkeitsmessung Messstrecke A ₂ -B ₂ , steigende Formfüllung								
Winkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} [^\circ]$	EN AC-AISi7Mg0,3				EN AC-AICu4Ti			
	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	Ø-Geschw. v [ms ⁻¹]	Mittelwert Ø-Geschw. v [ms ⁻¹]	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	Ø-Geschw. v [ms ⁻¹]	Mittelwert Ø-Geschw. v [ms ⁻¹]
0	0,21251	21	0,099	0,10	0,16686	20	0,120	0,10
0	0,19338	20	0,103		0,23110	22	0,095	
0	0,19886	19	0,096		0,18458	18	0,098	
30	0,25485	20	0,078	0,08	0,21090	18	0,085	0,09
30	0,23616	18	0,076		0,21878	21	0,096	
30	0,22379	19	0,085		0,20255	19	0,094	
45	0,36332	21	0,058	0,06	0,27969	19	0,068	0,07
45	0,35571	22	0,062		0,26679	19	0,071	
45	0,32590	19	0,058		0,25130	18	0,072	
70	0,39024	19	0,049	0,05	0,47219	21	0,044	0,05
70	0,32703	20	0,061		0,43115	20	0,046	
70	0,40540	19	0,047		0,40192	19	0,047	

Abbildung 4.24, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung der in der Kavität aufsteigenden Schmelze an der Messstrecke A₂-B₂ bei steigender Formfüllung

Bereits ohne Anwendung des Kippgießens (Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) erreicht die Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} der Schmelze nur geringe Beträge von $\bar{v} \sim 0,1\text{ms}^{-1}$ und entspricht damit weitgehend auch dem rechnerisch im Rahmen der Simulation ermittelten Geschwindigkeitsbetrag (siehe Abb. 4.12). Sie reduziert sich bei einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ bis auf einen durchschnittlichen Betrag von $\bar{v} \sim 0,05\text{ms}^{-1}$.

Diese Ergebnisse stehen somit in guter Übereinstimmung mit der in Kapitel 4.1.2 beschriebenen Abhängigkeit des Fließ- und Formfüllungsvermögens vom Kippwinkel α_{Kipp} bei der steigenden Formfüllung.

Im Vergleich zu den vorgenannten Strömungsgeschwindigkeiten der steigenden Formfüllung ist der Betrag der Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} der Schmelze bei fallender Gießweise an gleicher Stelle der Gussteilgeometrie (siehe Abbildung 3.12, Messstrecke A₂-B₂) um das ca. 10-fache größer, wie in der Tabelle der Messergebnisse in **Abbildung 4.25** abzulesen ist.

Geschwindigkeitsmessung Messstrecke A ₂ -B ₂ , fallende Formfüllung								
Winkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} [^\circ]$	EN AC- AlSi7Mg0,3				EN AC- AlCu4Ti			
	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	\emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Mittelwert \emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Zeit t [s]	Abstand d [mm]	\emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]	Mittelwert \emptyset -Geschw. v [ms^{-1}]
0	0,01742	21	1,205	1,18	0,01752	20	1,142	1,23
0	0,01684	20	1,188		0,01590	20	1,258	
0	0,01649	19	1,152		0,01718	22	1,281	
30	0,01792	18	1,005	1,02	0,01699	19	1,118	1,10
30	0,01885	20	1,061		0,01810	20	1,105	
30	0,02041	20	0,980		0,01784	19	1,065	
45	0,02362	21	0,889	0,91	0,01854	20	1,079	1,06
45	0,02056	19	0,924		0,02037	21	1,031	
45	0,02215	20	0,903		0,01960	21	1,072	
70	0,02858	18	0,630	0,65	0,03410	19	0,557	0,57
70	0,03185	21	0,659		0,03239	19	0,587	
70	0,03084	20	0,649		0,03379	19	0,562	

Abbildung 4.25, tabellarische Darstellung der Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung der in die Kavität einströmenden Schmelze an der Messstrecke A₂-B₂ bei fallender Formfüllung

Die Simulation errechnet, wie in Abbildung 4.15 dargestellt, für die fallende Formfüllung im Bereich der Messstrecke A₂-B₂ bei einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ eine Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 in Höhe von $1,2\text{ms}^{-1} < v < 1,4\text{ms}^{-1}$. Diese Werte stehen in guter Übereinstimmung mit den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen, bei denen eine durchschnittliche Strömungsgeschwindigkeit von $1,1\text{ms}^{-1} < \bar{v} < 1,3\text{ms}^{-1}$ (Abbildung 4.25) ermittelt wird. Bei Anwendung des Kippgießverfahrens reduziert sich diese Geschwindigkeit in Abhängigkeit vom Kippwinkel zu Gießbeginn bei $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ um ca. 50% auf $\bar{v} \sim 0,6\text{ms}^{-1}$.

Vergleichbare Ergebnisse werden bei der experimentellen Untersuchung der Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} bei der fallenden Formfüllung an der Messstrecke A₁-B₁ erzielt. In diesem Messbereich beträgt bei einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ die Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 ca. $1,1\text{ms}^{-1} < \bar{v} < 1,4\text{ms}^{-1}$. Bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ reduziert sich die Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze gleichfalls auf $\bar{v} \sim 0,6\text{ms}^{-1}$.

Ein direkter Vergleich der Beträge der in den Abbildungen 4.24 und 4.25 vorgestellten Messergebnisse ist nur bedingt zulässig, da bei den Versuchsreihen der fallenden Gießweise auf Grund der Messanordnung die Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} der einströmenden Schmelze ermittelt wurde, während bei den Versuchsreihen der steigenden Gießweise an der Messstrecke A₂-B₂ die Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} der aufsteigenden Schmelze gemessen wurde. Dies ist auch bei der Bewertung der Ergebnisse hinsichtlich des Einflusses der Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze auf das Fließ- und Formfüllungsvermögen zu berücksichtigen.

Legierungsabhängige Unterschiede der Strömungsgeschwindigkeit wurden nicht ermittelt. Die Messergebnisse der Strömungsgeschwindigkeit \bar{v} einer Schmelze der Legierung EN AC-AlCu4Ti an den untersuchten Messorten weisen Beträge auf, die im Rahmen der Messungenauigkeit der Versuchsanordnung als gleichartig zu den Ergebnissen der Versuchsreihen mit der Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3 zu bezeichnen sind.

Neben der Geschwindigkeit nimmt die Temperatur der Schmelze wesentlichen Einfluss auf das Formfüllungs- und Fließvermögen. Im Rahmen der vorliegenden Untersuchung wurde deshalb zu allen Versuchsreihen der Temperaturverlauf der Schmelze während der Formfüllung und der sich anschließenden Erstarrung aufgezeichnet und analysiert. Eine detaillierte Beschreibung zur Durchführung dieser Messungen ist in Kapitel 3.3 gegeben.

Am Beispiel der Legierung EN AC-AlCu4Ti wird in **Abbildung 4.26** der Verlauf der Temperatur der Schmelze an den Messpunkten MP1 und MP2 bei der steigenden Formfüllung (MP1;s / MP2;s) und der fallenden Formfüllung (MP1,f / MP2,f) unter Wirkung des Schwerkraft-Gießverfahrens ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) und des Kippgießverfahrens bei

einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ über einen Zeitraum von 20s nach Gießbeginn ($t = 0\text{s}$) dargestellt.

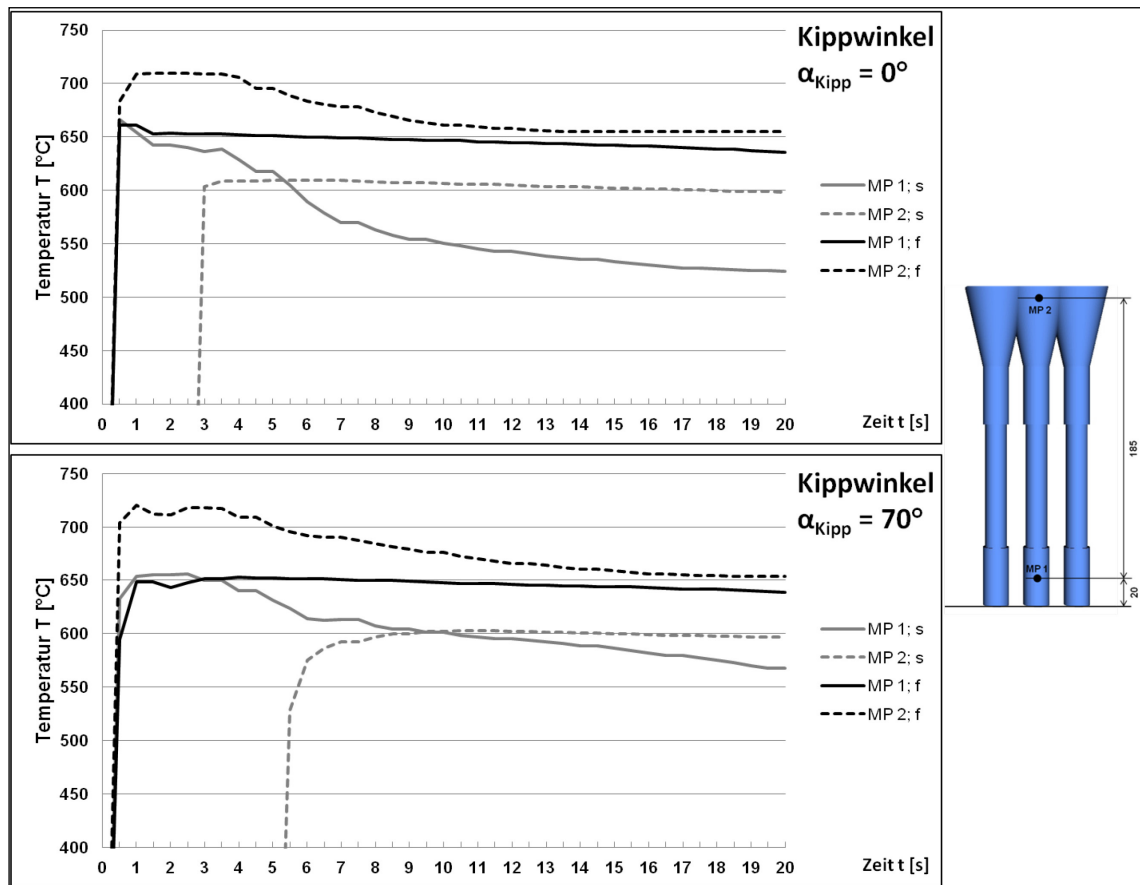


Abbildung 4.26, zeitlicher Verlauf der Temperatur ($T = f(t)$) bei steigender (MP1;s / MP2;s) und fallender (MP1;f / MP2;f) Formfüllung, $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ bzw. $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$, EN AC-AlCu4Ti

Alle Messungen erfolgten bei einer Gießtemperatur zu Gießbeginn ($t = 0\text{s}$) in Höhe von $T_G = 730^\circ\text{C}$ ($\pm 10^\circ\text{K}$). Der Kurvenverlauf in Abbildung 4.28 ist unter Berücksichtigung der bei den vorliegenden Untersuchungen angewendeten Prozessparametern wie folgt zu bewerten:

1. Bei der steigenden Formfüllung entstehen sowohl beim Schwerkraft-Gießverfahren ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) wie auch beim Kippgießverfahren (hier: $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$) erhebliche Temperaturverluste im Einguss- und Laufsystem. Die Temperatur T der Schmelze weist beim Eintritt in den konturgebenden Formhohlraum (MP1;s) gegenüber der Gießtemperatur T_G bereits eine Differenz ΔT in Höhe von $\Delta T \sim 80^\circ\text{K}$ auf und liegt somit im Bereich der Liquidustemperatur T_L der Legierung ($T_L = 650^\circ\text{C}$). Die Schmelze erreicht den für die Dichtspeisung des Gussteils wichtigen Kopfspeiser (MP2;s) prozessbedingt mit weiterem Temperaturverlust.

Da die Temperatur der Schmelze mit $T \sim 600^\circ\text{C}$ zu diesem Zeitpunkt im Erstarrungsintervall der Legierung liegt, ist die Fähigkeit des Speisers zur Massenspeisung des Gussteils als gering einzustufen.

2. Verfahrensbedingt sind die Temperaturverluste der Gießtemperatur T_G bei der fallenden Formfüllung gegenüber der steigenden Formfüllung sowohl beim Schwerkraft-Gießverfahren ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) wie auch beim Kippgießverfahren (hier: $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$) an den Messpunkten deutlich geringer. Die Schmelze erreicht den Speiser (MP2;f) mit einer Temperatur oberhalb der Liquidustemperatur T_L , sodass eine ausreichende Massenspeisung des Gussteils erfolgen kann.
3. Der in [28; S. 187-191] beschriebene und demnach durch das Kippgießen hervorgerufene Effekt einer "schichtenden Formfüllung" ist an Hand der hier ermittelten Messergebnisse weder bei der steigenden, noch bei der fallenden Formfüllung erkennbar. Das Temperaturprofil der Schmelze in einer mit dem Schwerkraft-Gießverfahren gefüllten Kavität nimmt einen vergleichbaren Verlauf zum Temperaturprofil der Schmelze einer mit dem Kippgießverfahren gefüllten Kavität. Gleiches gilt für das Temperaturprofil einer fallend gefüllten Kavität im Vergleich zur steigend gefüllten Kavität. Jedoch ist bei der fallend gefüllten Kavität der absolute Wert der Temperaturen deutlich höher als bei der steigend gefüllten Kavität.

In **Abbildung 4.27** wird der Verlauf der Temperatur der Schmelze an den Messpunkten MP4 und MP6 bei der steigenden Formfüllung (MP4;s / MP6;s) und der fallenden Formfüllung (MP4;f / MP6;f) unter Wirkung des Schwerkraft-Gießverfahrens ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) und des Kippgießverfahren bei einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ über einen Zeitraum von 20s nach Gießbeginn ($t = 0\text{s}$) dargestellt. Die Position des Messpunktes MP6 eignet sich zur Beurteilung des Einflusses der Temperatur der Schmelze auf das Fließ- und Formfüllungsvermögens, da dieser Messpunkt MP6 auf dem Fließweg der Schmelze zwischen zwei Stufenkeilen angeordnet ist.

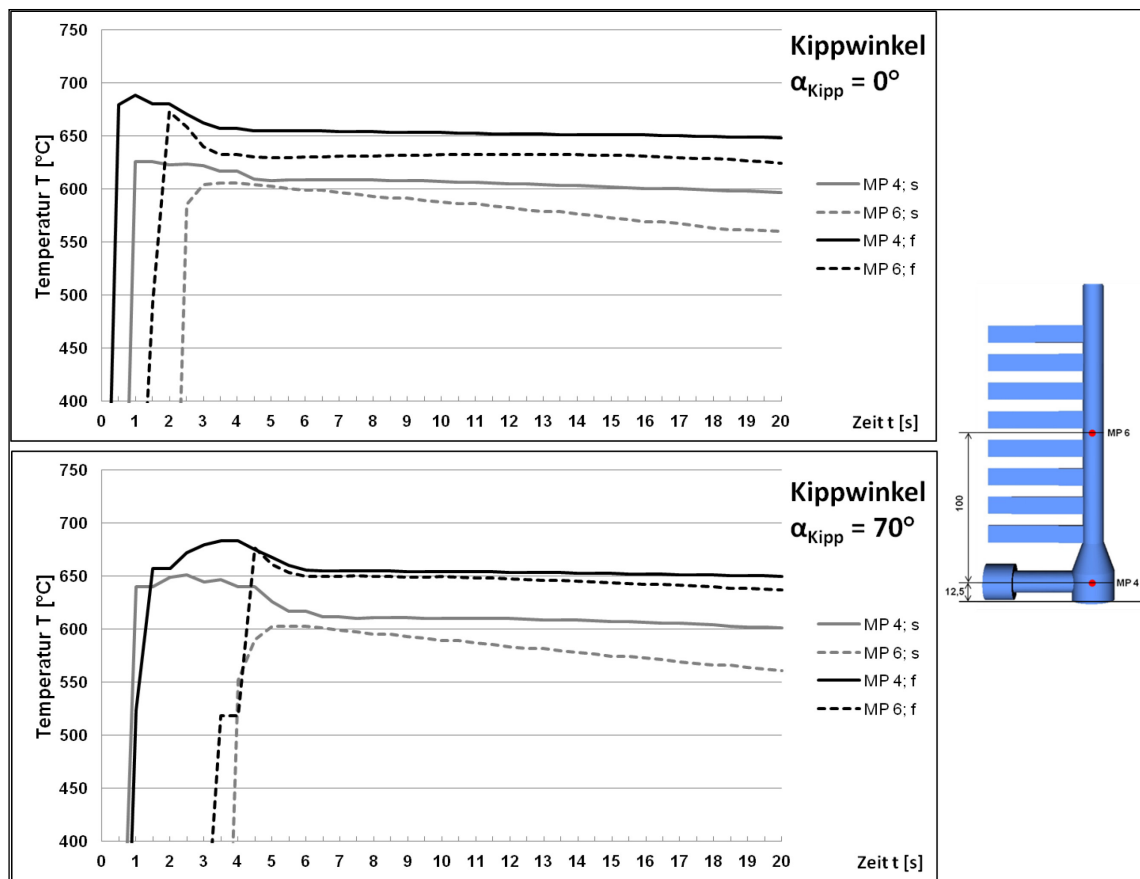


Abbildung 4.27, zeitlicher Verlauf der Temperatur der Schmelze ($T = f(t)$) bei steigender (MP4;s / MP6;s) und fallender (MP4;f / MP6;f) Formfüllung, $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$ bzw. $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$, EN AC-AlCu4Ti

Bei steigender Formfüllung sind unter den vorgegebenen Prozessparametern die Temperaturverluste sowohl beim Schwerkraft-Gießverfahren, wie auch beim Kippgießverfahren so hoch, dass die Temperatur der Schmelze bei Erreichen des Messpunktes MP6;s nur ca. 30°K bis 40°K oberhalb der Solidustemperatur $T_{\text{Sol}} = 570^\circ\text{C}$ der Legierung EN AC-AlCu4Ti liegt. Verbunden mit dieser Abkühlung ist ein Anstieg der Viskosität der Schmelze. Das Fließvermögen ist bei Erreichen des MP6;s so weit eingeschränkt, dass eine Füllung dünnwandiger Bereiche des Gussteils nur bedingt erfolgen kann.

Diesen Messergebnissen gegenüber werden bei der fallenden Formfüllung sowohl beim Schwerkraft-Gießverfahren ($\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$) wie auch beim Kippgießverfahren ($\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$) signifikant höhere Temperaturen der Schmelze bei Erreichen des Messpunktes MP6;f ermittelt. Diese liegen unter Anwendung der vorgegebenen Prozessparameter mit $T \sim 670^\circ\text{C} - 780^\circ\text{C}$ oberhalb der Liquidustemperatur T_L der Legierung. Damit einher geht eine niedrigere Viskosität der Schmelze, was die zuvor beschriebenen günstigeren

Ergebnisse der fallenden Formfüllung bei der Ermittlung der Kennwerte des Fließ- und Formfüllungsvermögens plausibilisiert.

Vergleichbare Temperaturverläufe wurden auch bei der Untersuchung der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 ermittelt. Die Ergebnisse der Temperaturmessungen stehen in guter Übereinstimmung zu den Ergebnissen der Messreihen zum Fließ- und Formfüllungsvermögen der in dieser Arbeit untersuchten Legierungen.

4.4 Einfluss der Überhitzungstemperatur $T_{\text{ÜH}}$ auf das Fließvermögen

In einer weiteren Versuchsreihe wurde der Einfluss der Temperatur der Schmelze auf das Fließvermögen bei der steigenden Formfüllung unter Wirkung verschiedener Kippwinkel zu Gießbeginn beispielhaft mit der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 untersucht.

Abweichend von den Prozessparametern bisheriger Versuchsreihen wurde dazu die Überhitzungstemperatur der Schmelze von $T_{\text{ÜH}} = 80^\circ\text{K}$ auf $T_{\text{ÜH}} = 150^\circ\text{K}$ erhöht, sodass die Gießtemperatur dieser Versuchsreihe auf $T_{\text{G}} = 770^\circ\text{C}$ ($\pm 10^\circ\text{K}$) angehoben wurde. In **Abbildung 4.28** werden die Ergebnisse zum Fließvermögen dieser Legierung bei den genannten Überhitzungstemperaturen gegenüber gestellt.

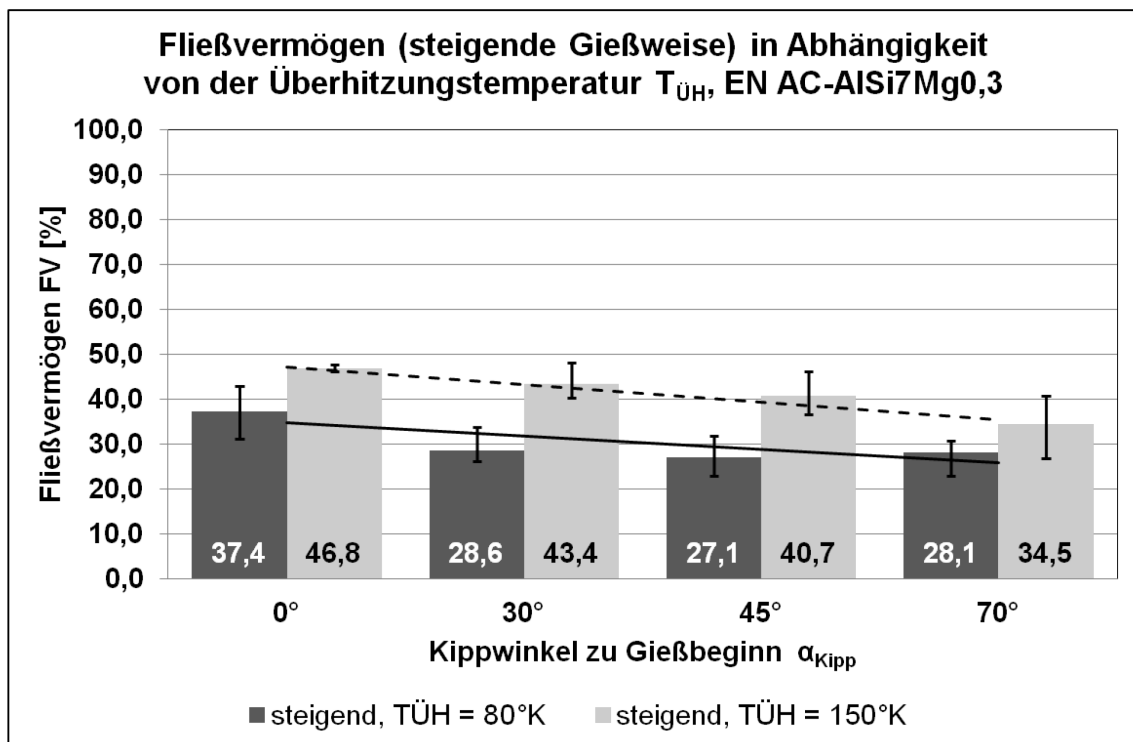


Abbildung 4.28, Einfluss der Überhitzungstemperatur $T_{ÜH}$ auf das Fließvermögen FV der Legierung EN AC- $AlSi7Mg0,3$ bei steigender Formfüllung

Wie aus den Ergebnissen früherer Arbeiten z. B. von J. Campbell [25; S. 89-92] bekannt, führt die Erhöhung der Überhitzungstemperatur auch bei der hier verwendeten Probengeometrie zu einer Verbesserung des Fließvermögens der Schmelze. In Abhängigkeit vom Kippwinkel zu Gießbeginn beträgt die relative Zunahme des Fließvermögens ΔFV in dieser Versuchsreihe ca. $25\% < \Delta FV < 50\%$. Die bereits in Kapitel 4.1.3 beschriebene Verringerung des Fließvermögens mit zunehmendem Kippwinkel zu Gießbeginn ist in gleichem Maße auch bei erhöhter Überhitzungstemperatur wirksam. Deutlich gemacht wird dies in Abbildung 4.28 durch den Verlauf der Ausgleichsgeraden der Messergebnisse. Diese verlaufen nahezu parallel zu einander, wobei die gestrichelt dargestellte Ausgleichsgerade der Versuchsreihe mit erhöhter Überhitzungstemperatur zu höheren Werten des Fließvermögens FV verschoben ist.

Im direkten Vergleich der Ergebnisse des Fließvermögens FV der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 unter

- Anwendung der steigenden Formfüllung mit niedriger Überhitzungstemperatur ($T_{\text{ÜH}} = 80^\circ\text{K}$)
- Anwendung der steigenden Formfüllung mit erhöhter Überhitzungstemperatur ($T_{\text{ÜH}} = 150^\circ\text{K}$)
- Anwendung der fallenden Formfüllung mit niedriger Überhitzungstemperatur ($T_{\text{ÜH}} = 80^\circ\text{K}$)

ist, wie in **Abbildung 4.29** dargestellt, festzustellen, dass die Anwendung der fallenden Formfüllung einen erheblich größeren Einfluss auf das Fließvermögen der Schmelze nimmt, als die in dieser Arbeit untersuchte Steigerung der Überhitzungstemperatur um $\Delta T_{\text{ÜH}} = 70^\circ\text{K}$ auf $T_{\text{ÜH}} = 150^\circ\text{K}$ bei der steigenden Formfüllung.

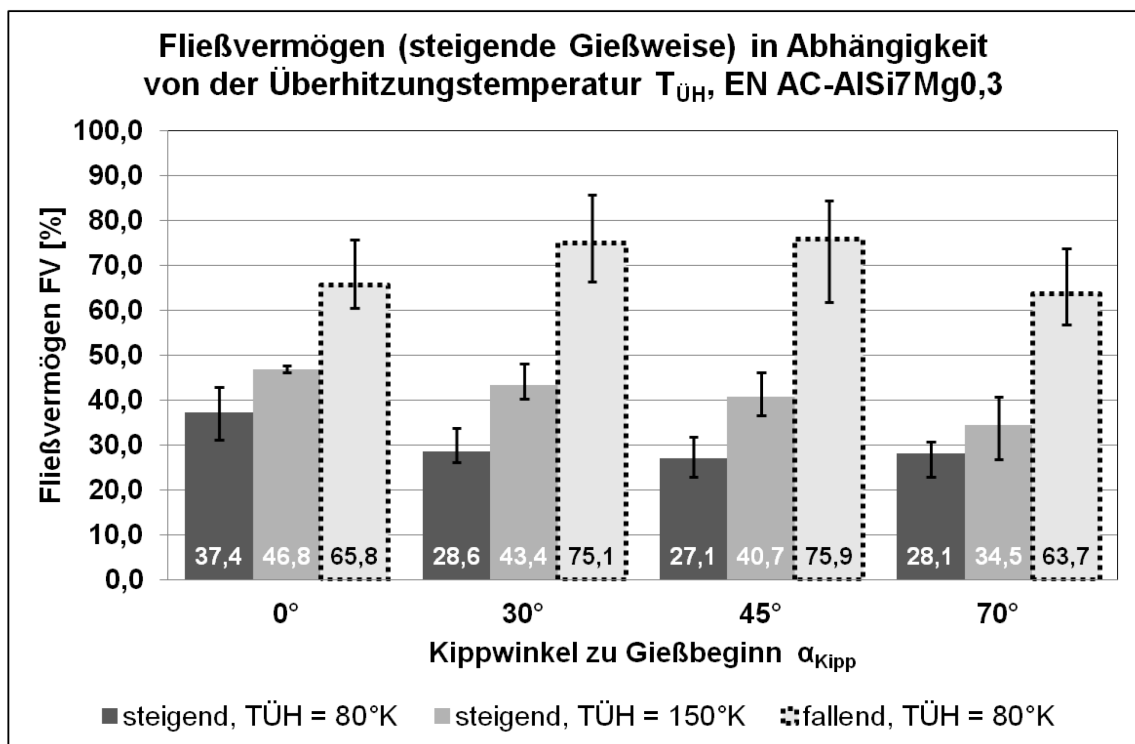


Abbildung 4.29, Vergleich des Fließvermögens FV der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 unter Variation der Überhitzungstemperatur $T_{\text{ÜH}}$ und der Art der Formfüllung

In der betrieblichen Praxis ist zu berücksichtigen, dass die Anwendung hoher Überhitzungstemperaturen beim Schmelzen, Warmhalten und Vergießen metallischer Schmelzen sowohl mit metallurgischen, als auch mit betriebswirtschaftlichen Auswirkungen verbunden ist. Am Beispiel der Aluminium-Gusslegierungen sind mit

zunehmender Überhitzungstemperatur beispielhaft folgende Beeinflussungen zu beachten:

- erhöhte Neigung der Schmelze zur Wasserstoffaufnahme
- erhöhte Neigung der Schmelze zur Oxidation
- erhöhter Abbrand niedrig schmelzender Legierungselemente
- erhöhter Energieverbrauch

Unter Berücksichtigung dieser negativen Auswirkungen sowie der zuvor vorgestellten Ergebnisse der vorliegenden Untersuchung stellt das Kippgießverfahren mit fallender Formfüllung als Maßnahme zur Verbesserung des Fließvermögens, z. B. bei der Herstellung dünnwandiger Gussteile, eine beachtenswerte Alternative gegenüber dem in der Praxis gebräuchlichen Schwerkraft-Gießverfahren mit steigender Formfüllung zur Füllung verlorener Formen dar.

4.5 Simulation der Erstarrung bei steigender und fallender Gießweise

Das verwendete Simulationsprogramm bietet die Möglichkeit, eine Temperaturfeldanalyse des Erstarrungsverlaufes des vollständig gefüllten Formhohlraums zu berechnen oder zunächst den Füllvorgang zu berechnen und in unmittelbarer Folge den weiteren Erstarrungsverlauf der Schmelze zu simulieren.

In der vorliegenden Untersuchung ist es von Interesse, zu ermitteln, ob die Anwendung der steigenden Gießweise im Vergleich zur fallenden Gießweise nach Abschluss der Füllung zu einer unterschiedlichen Temperaturverteilung der Schmelze im Formhohlraum führt. Aus diesem Grund ist es erforderlich, die Formfüllung mit in den Simulationsverlauf einzubeziehen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass dieses Simulationsprogramm stets von einer vollständigen Füllung des Formhohlraums mit Schmelze ausgeht. Die Gießzeit t_G der steigenden Formfüllung wird für diese Berechnungen mit $t_G = 8\text{s}$ vorgegeben. Der Simulation der fallenden Formfüllung wird eine Gießzeit $t_G = 4\text{s}$ zu Grunde gelegt.

Die **Abbildung 4.30** zeigt untereinander gestellt Längsschnitte durch die Probengeometrie der steigenden Formfüllung (Teilbild A) und der fallenden Formfüllung (Teilbild B), jeweils geschnitten in der Ebene $y = 0$. Dargestellt ist das

Ergebnis der berechneten Temperaturverteilung in der Mitte der Probengeometrie, hier jeweils zum Zeitpunkt $t = t_G + 2s$.

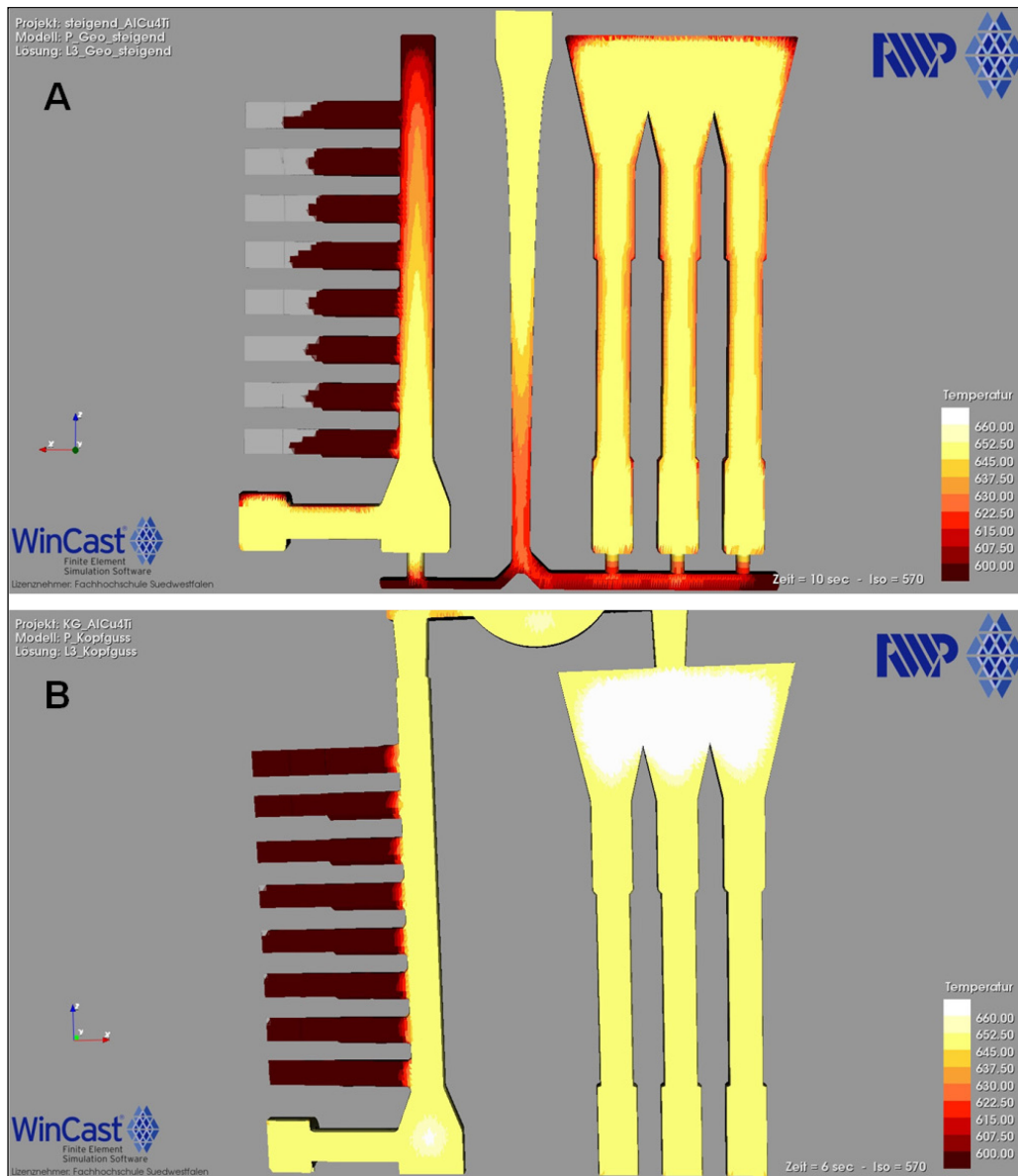


Abbildung 4.30, berechnete Temperaturverteilung zum Zeitpunkt $t = t_G + 2s$ bei steigender Formfüllung (Teilbild A) und fallender Formfüllung (Teilbild B)

Die in dieser Abbildung angewandte Temperaturskala umfasst einen Temperaturbereich von $600^{\circ}\text{C} \leq T \leq 660^{\circ}\text{C}$. Transparent dargestellte Bereiche der Geometrie, wie z. B. die Spitzen der Stufenkeile in Teilbild A haben der Berechnung nach bereits die Solidustemperatur der Legierung EN AC-AlCu4Ti in Höhe von $T_{\text{Sol}} = 570^{\circ}\text{C}$ unterschritten. Es entspricht der Erwartung, dass im Vergleich der beiden Darstellungen zu diesem Zeitpunkt die Schmelzetemperatur T im oberen Bereich der Geometrie, z. B.

im Bereich des Speisers der Zugstabproben bei der fallenden Formfüllung höhere Werte annimmt als bei der steigenden Formfüllung.

Im weiteren Verlauf weist die Simulation einen für beide Gießweisen vergleichbaren Erstarrungsverlauf aus. Verdeutlicht wird dies in **Abbildung 4.31**, in der die Temperaturverteilung der Probengeometrie zum Zeitpunkt $t = t_G + 8s$ dargestellt wird. Betrachtet man in dieser Darstellung beispielhaft die Temperaturverteilung im rot umrandeten Bereich der Warmrissprobe, so wird hier, wie auch in der weiteren Geometrie kein signifikanter Unterschied zwischen den beiden Gießweisen erkennbar.

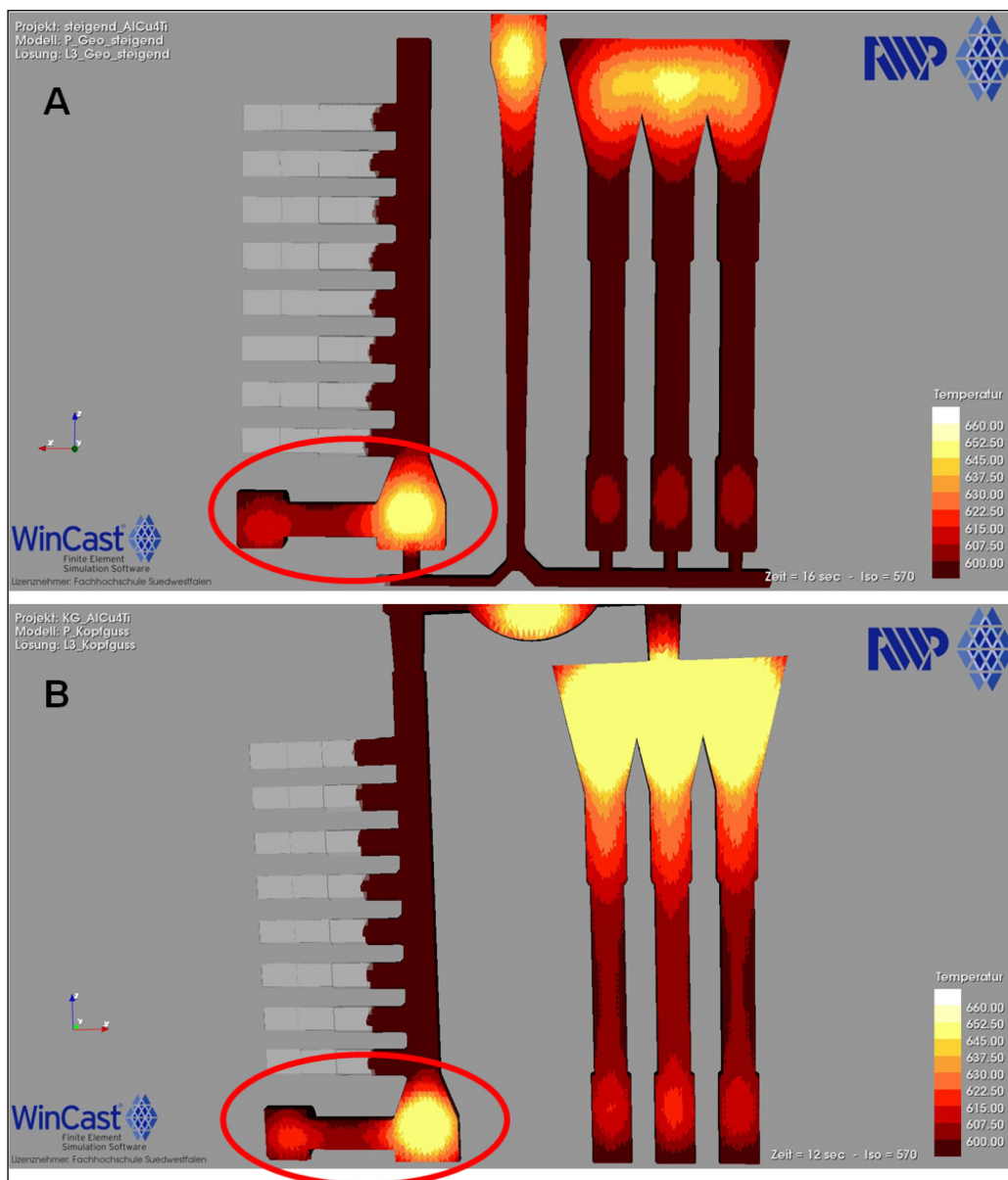


Abbildung 4.31, berechnete Temperaturverteilung zum Zeitpunkt $t = t_G + 8s$ bei steigender Formfüllung (Teilbild A) und fallender Formfüllung (Teilbild B)

Bei der Gegenüberstellung der Ergebnisse der Erstarrungssimulation der steigenden Formfüllung mit den Ergebnissen der Temperaturmessungen im Rahmen der experimentellen Untersuchungen sind erhebliche Differenzen festzustellen. Beispielsweise dargestellt wird dieser Sachverhalt in **Abbildung 4.32**. Das obere Teilbild A zeigt die bei der Simulation rechnerisch 10s nach Gießbeginn ermittelte Temperaturverteilung einer Schmelze der Legierung EN AC-AlCu4Ti im Inneren des Gussteils. Eingezeichnet in diese Darstellung ist zur Verdeutlichung die Lage der Messpunkte MP1 und MP2 der experimentellen Versuche.

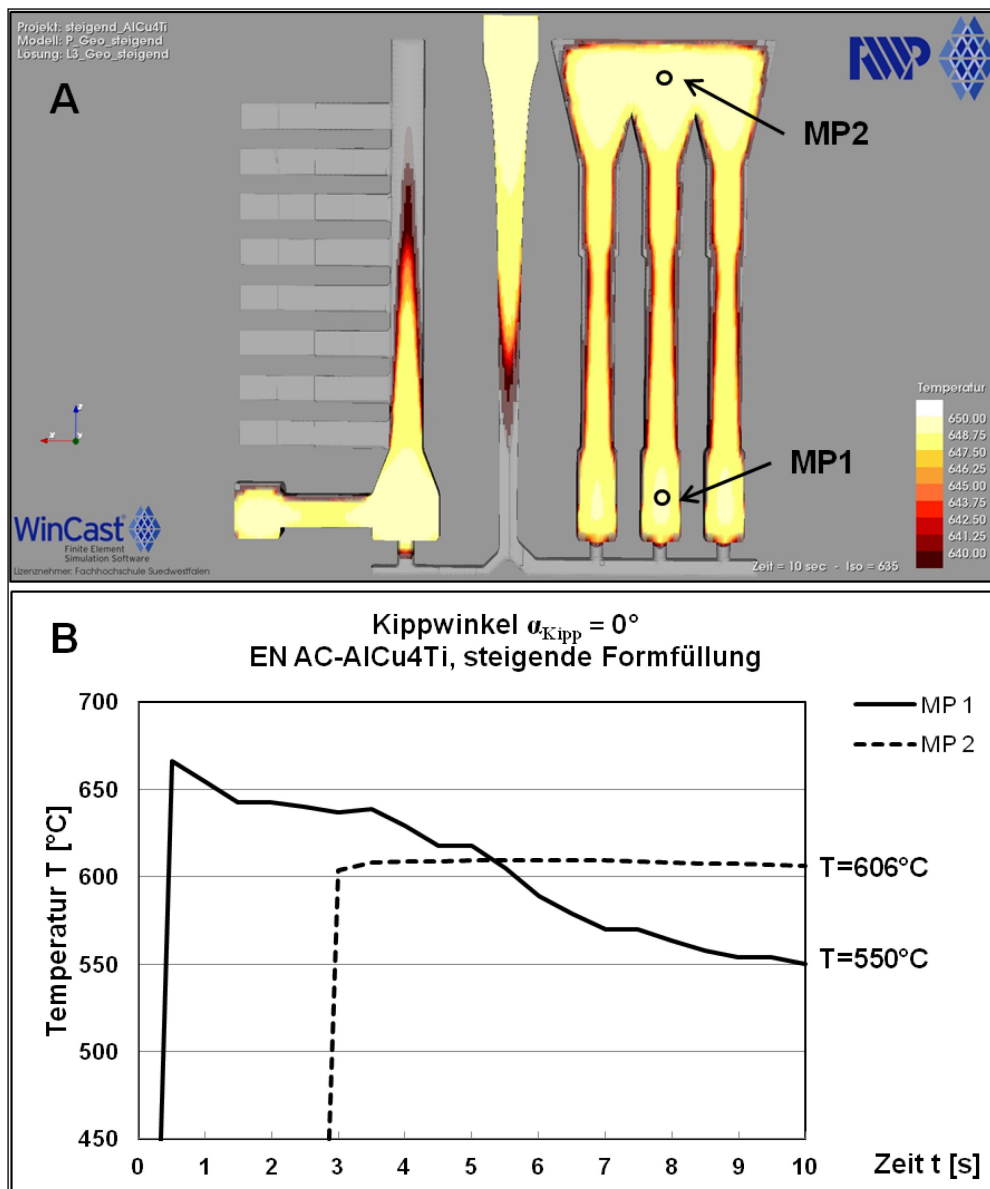


Abbildung 4.32, Vergleich der Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit den experimentell ermittelten Ergebnissen der Temperaturmessungen bei steigender Formfüllung

Im Bereich beider Messpunkte MP1 und MP2 weist die Simulation zum genannten Zeitpunkt eine Temperatur T in Höhe von $T \sim 645^\circ\text{C}$ aus. Die im unteren Teilbild B abgebildeten Messkurven der experimentellen Versuche weisen an den Messpunkten MP1 und MP2 zum gleichen Zeitpunkt einerseits signifikant niedrigere Temperaturen aus, andererseits auch eine erhebliche Temperaturdifferenz ($\Delta T > 50^\circ\text{K}$) zwischen den beiden Messpunkten.

Dem gegenüber herrscht, wie in **Abbildung 4.33** erkennbar, eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der Erstarrungssimulation und den experimentell ermittelten Temperaturen an den genannten Messpunkten bei der fallenden Formfüllung.

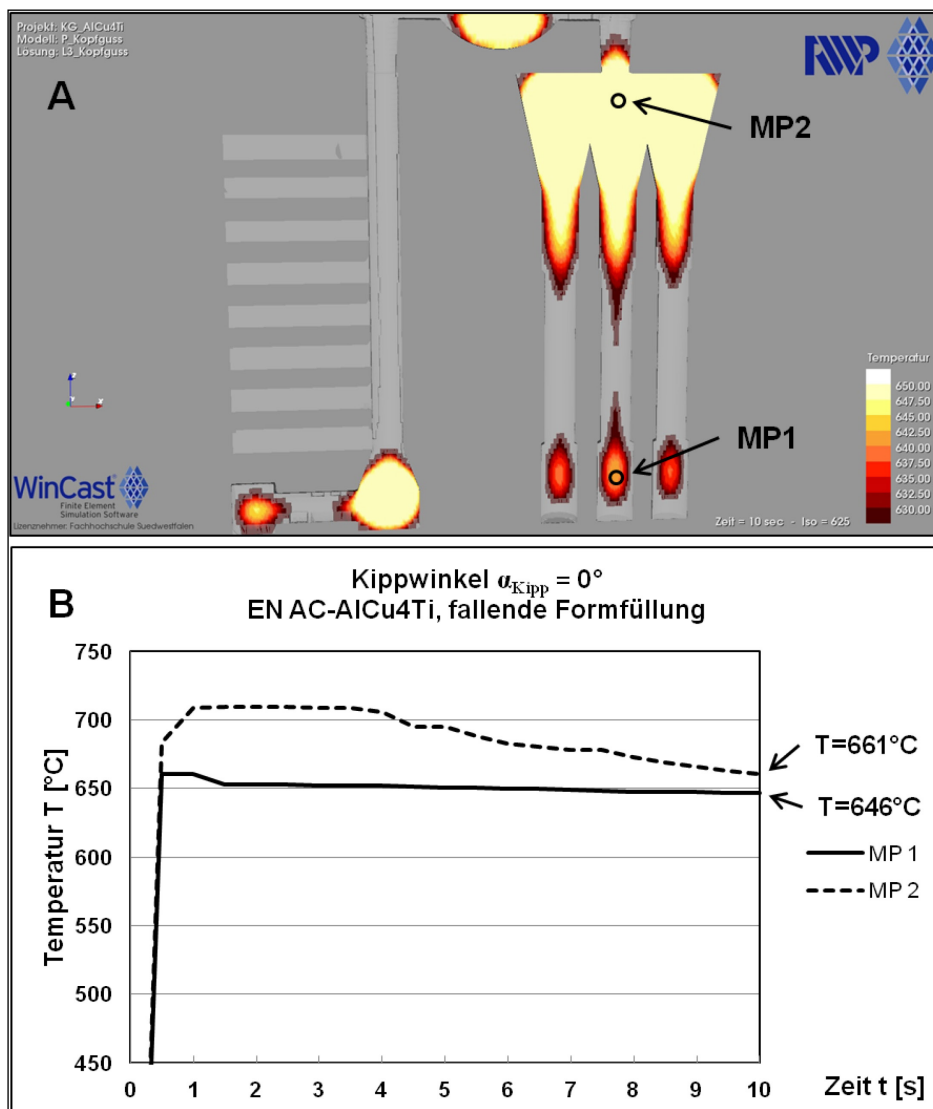


Abbildung 4.33, Vergleich der Ergebnisse der Erstarrungssimulation mit den experimentell ermittelten Ergebnissen der Temperaturmessungen bei fallender Formfüllung

Die Simulation ermittelt für den genannten Zeitpunkt am Messpunkt MP1 eine Temperatur in Höhe von $T \sim 640^{\circ}\text{C}$, am Messpunkt MP2 eine Temperatur in Höhe von $T \sim 650^{\circ}\text{C}$. Sowohl die absolute Höhe der bei der Simulation ermittelten Temperaturen als auch die Temperaturverteilung innerhalb der Gusskontur stimmen mit den experimentellen Werten hinreichend gut überein.

Neben der Simulation der zu erwartenden Temperaturverteilung ermöglicht es die hier verwendete Simulationssoftware, Aussagen über die Lage und das Volumen der zu erwartenden Erstarrungsporosität im Gussteil zu erhalten.

In **Abbildung 4.34** wurden die derart bei der Legierung EN AC-AlCu4Ti für die steigende (Teilbild A) und fallende Gießweise (Teilbild B) errechneten Zonen erhöhter Porosität rot umrandet gekennzeichnet. Demnach weist der Erstarrungsverlauf der hier simulierten Gussteilgeometrie bei fallender Gießweise ein geringfügig erhöhtes Potential zur Bildung von Erstarrungsporosität auf.

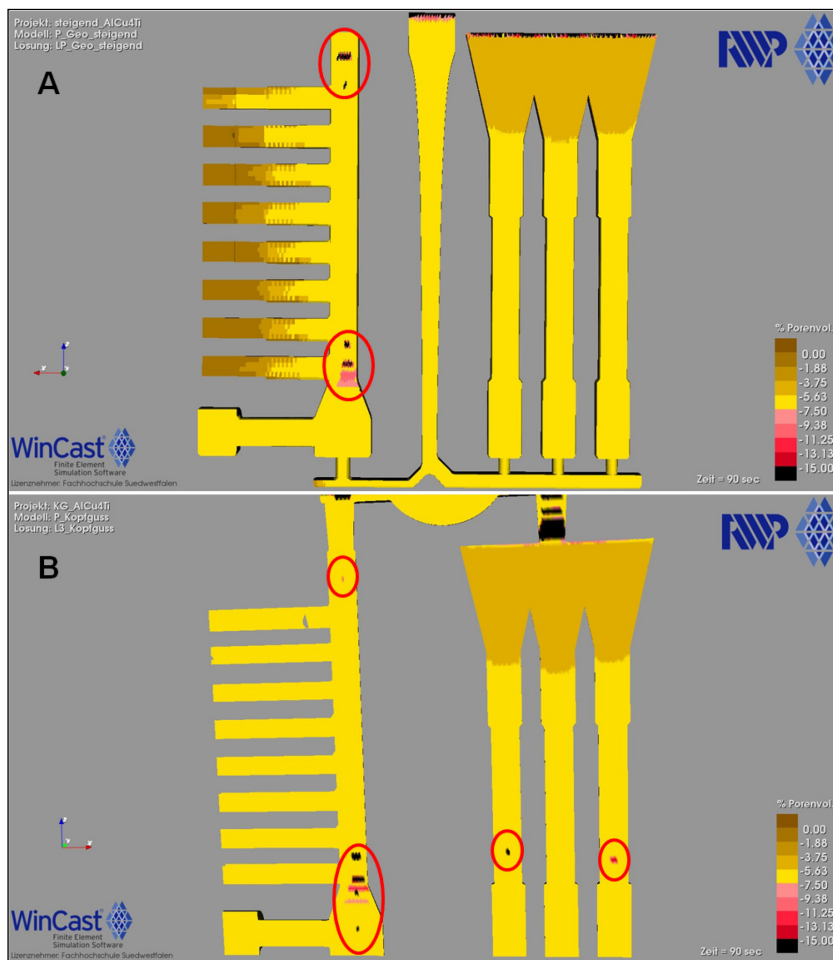


Abbildung 4.34, errechnetes Porenvolumen nach Erstarrungsende bei steigender Formfüllung (A) und fallender Formfüllung (B) der Legierung EN AC-AlCu4Ti

Dem Ergebnis der Erstarrungssimulation nach weist die Lage und Größe der Erstarrungsporosität auch bei der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 keine wesentliche Abhängigkeit von der Gießweise auf, wie in **Abbildung 4.35** erkennbar.

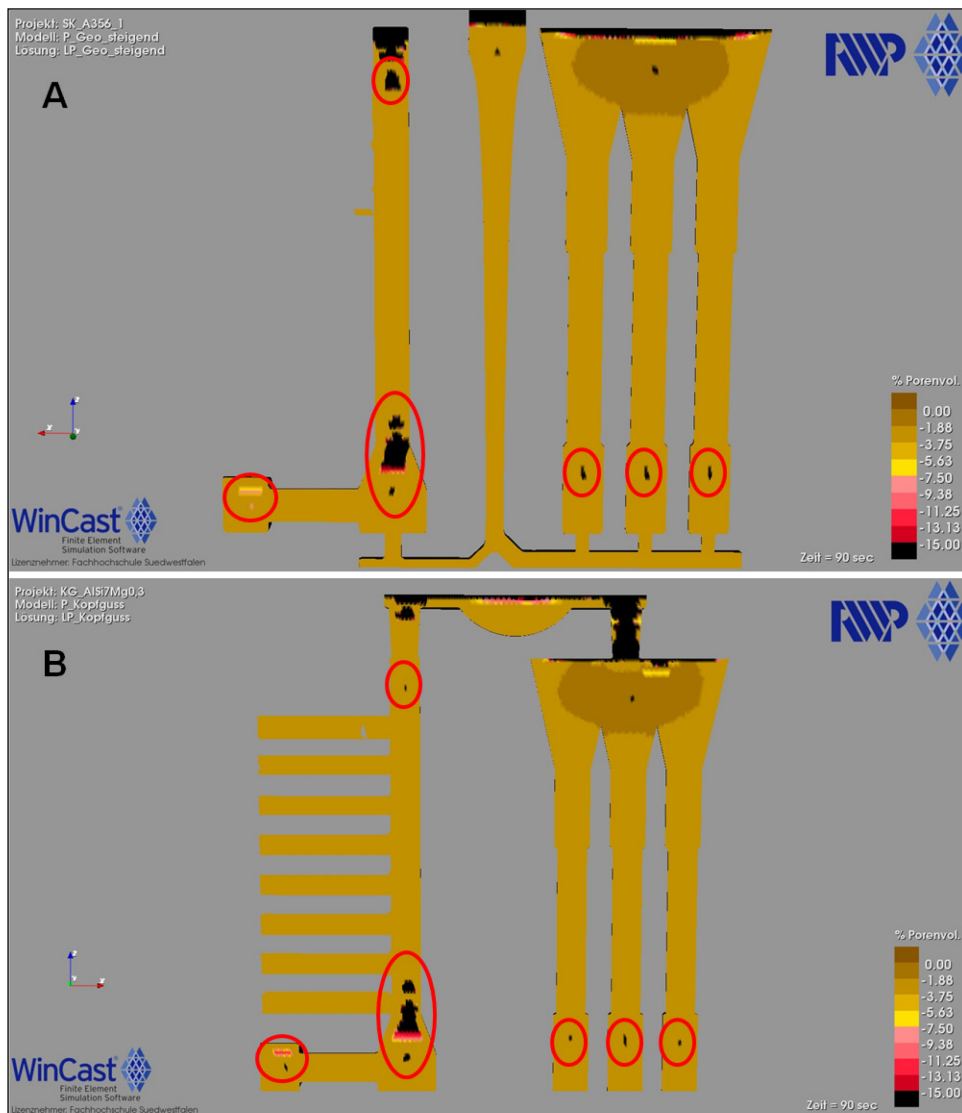


Abbildung 4.35, errechnetes Porenvolumen nach Erstarrungsende bei steigender Formfüllung (A) und fallender (B) Formfüllung der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3

Die im Rahmen der Simulation als kritisch hinsichtlich des Auftretens von Erstarrungsporosität ermittelten Bereiche der Geometrie sind unter Betrachtung des Temperaturverlaufes während der Erstarrung nachvollziehbar. Es handelt sich hierbei um Zonen im Gusskörper, die im Vergleich zu ihrem lokalen Umfeld zu einem späteren Zeitpunkt erstarren und auf Grund ihrer Lage von einer weiteren Massenspeisung abtrennt sind.

4.6 Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die Warmrissneigung

Die Bewertung der im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Versuche zur Warmrissneigung wurde in Kapitel 3.1.3 vorgestellt.

In Kapitel 2.1.3 wurde beschrieben, dass die Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 über gute Gießeigenschaften verfügt, was auch durch eine sehr geringe Neigung zur Bildung von Warmrissen zum Ausdruck kommt. So wurde auch bei der Auswertung der Proben dieser Legierung bei den zahlreichen Versuchsreihen zur steigenden und fallenden Formfüllung sowie unter Anwendung des Schwerkraft-Gießverfahrens bzw. des Kippgießverfahrens kein Warmriss vorgefunden.

Die im Vergleich zu den magnesiumhaltigen Aluminium-Silizium-Gusslegierungen starke Ausprägung der Legierung EN AC- AlCu4Ti zur Bildung von Warmrissen findet ihre Bestätigung auch unter den in dieser Untersuchung herrschenden Versuchsbedingungen. **Abbildung 4.36** fasst die Ergebnisse der Warmrisshäufigkeit WRH bei der steigenden und fallenden Formfüllung unter Anwendung der bekannten Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} grafisch zusammen.

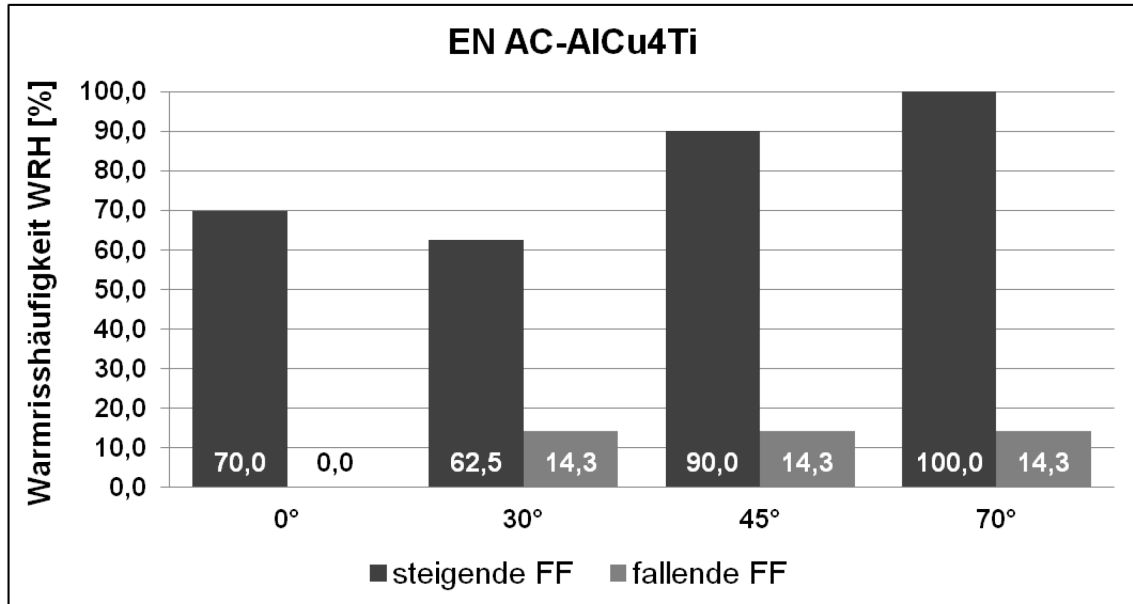


Abbildung 4.36, Warmrisshäufigkeit WRH der Legierung EN AC- AlCu4Ti in Abhängigkeit von der Art der Formfüllung und vom Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp}

Bei der steigenden Formfüllung nimmt in Abhängigkeit vom Kippwinkel α_{Kipp} die Warmrisshäufigkeit Werte im Bereich von $60\% < \text{WRH} \leq 100\%$ an.

Trotz vorschriftsgemäßer und sorgfältiger Durchführung und visueller Auswertung der angewendeten Eindringprüfung ist bei der Beurteilung der Ergebnisse dieser Prüfung von einer nicht quantifizierbaren Messunsicherheit auszugehen. Deshalb wird an dieser Stelle auf der Grundlage der ermittelten Werte die Aussage getroffen, dass die Warmrisshäufigkeit WRH bei der fallenden Formfüllung unabhängig vom Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} eine Größe von $\text{WRH} > 60\%$ annimmt. Der Einfluss des Kippens der Form während der Füllung auf die Warmrisshäufigkeit wird als gering eingestuft.

Jedoch belegen die Ergebnisse in Abbildung 4.36 eine signifikante Reduzierung der Warmrisshäufigkeit der EN AC-AlCu4Ti durch Anwendung der fallenden Formfüllung auf einen Wert der Warmrisshäufigkeit von $\text{WRH} < 20\%$.

Die Schmelzen wurden bei den Versuchsreihen innerhalb der vorgegebenen Toleranzen mit konstanter Gießtemperatur in Höhe von $T_G = 730^\circ\text{C}$ ($\pm 10^\circ\text{K}$), gleicher metallurgischer Behandlung und chemischer Zusammensetzung vergossen. Wie in **Abbildung 4.37** und **Abbildung 4.38** erkennbar ist, erreicht die Schmelze bei der steigenden Formfüllung sowohl beim Schwerkraft-Gießverfahren, als auch beim Kippgießen unter einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$ den Bereich der Warmrissprobe mit einer signifikant niedrigeren Temperatur als bei der fallenden Formfüllung.

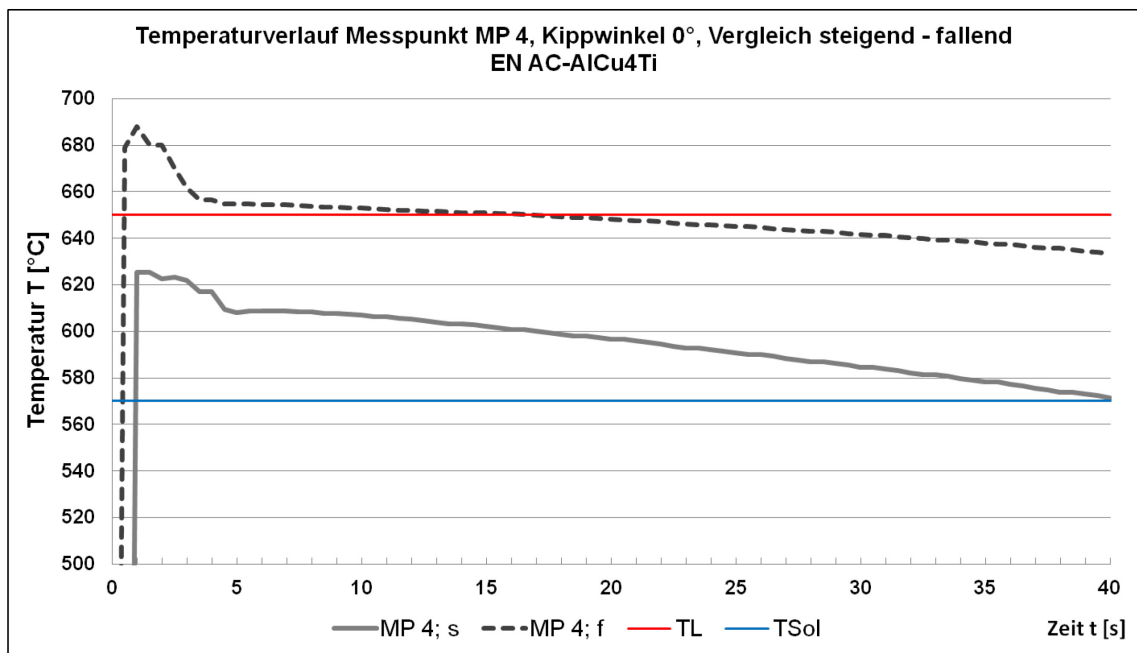


Abbildung 4.37, Temperaturverlauf der Schmelze bei der Füllung und Erstarrung am Messpunkt MP4, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$

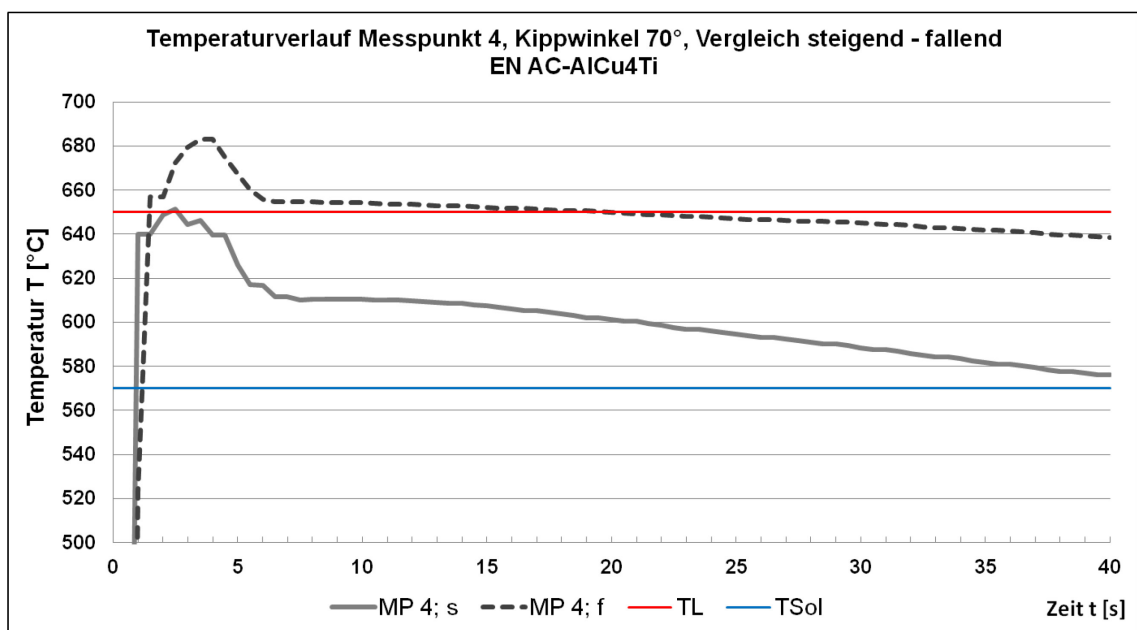


Abbildung 4.38, Temperaturverlauf der Schmelze bei der Füllung und Erstarrung am Messpunkt MP4, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 70^\circ$

In den abgebildeten Fällen ist die Schmelze bei der steigenden Formfüllung auf Grund der langen Fließwege und der damit verbundenen Temperaturverluste bei Erreichen des Bereiches der Warmrissprobe bereits auf eine Temperatur T unterhalb der Liquidustemperatur T_L der Legierung abgekühlt. Das Speisungsvermögen der Schmelze

ist somit reduziert und während der Erstarrung auftretende Warmrisse können nur noch bedingt ausgeheilt werden.

Bei der fallenden Formfüllung erreicht die Schmelze den Bereich der Warmrissprobe mit einer Temperatur T , die oberhalb der Liquidustemperatur liegt. Damit besitzt die Schmelze eine bessere Fähigkeit zur Speisung und zur Ausheilung entstehender Warmrisse.

In **Abbildung 4.39** werden beispielhaft einige Schlifffbilder Warmriss behafteter Proben der Legierung EN AC-AlCu4Ti, vergossen mit steigender Formfüllung dargestellt.

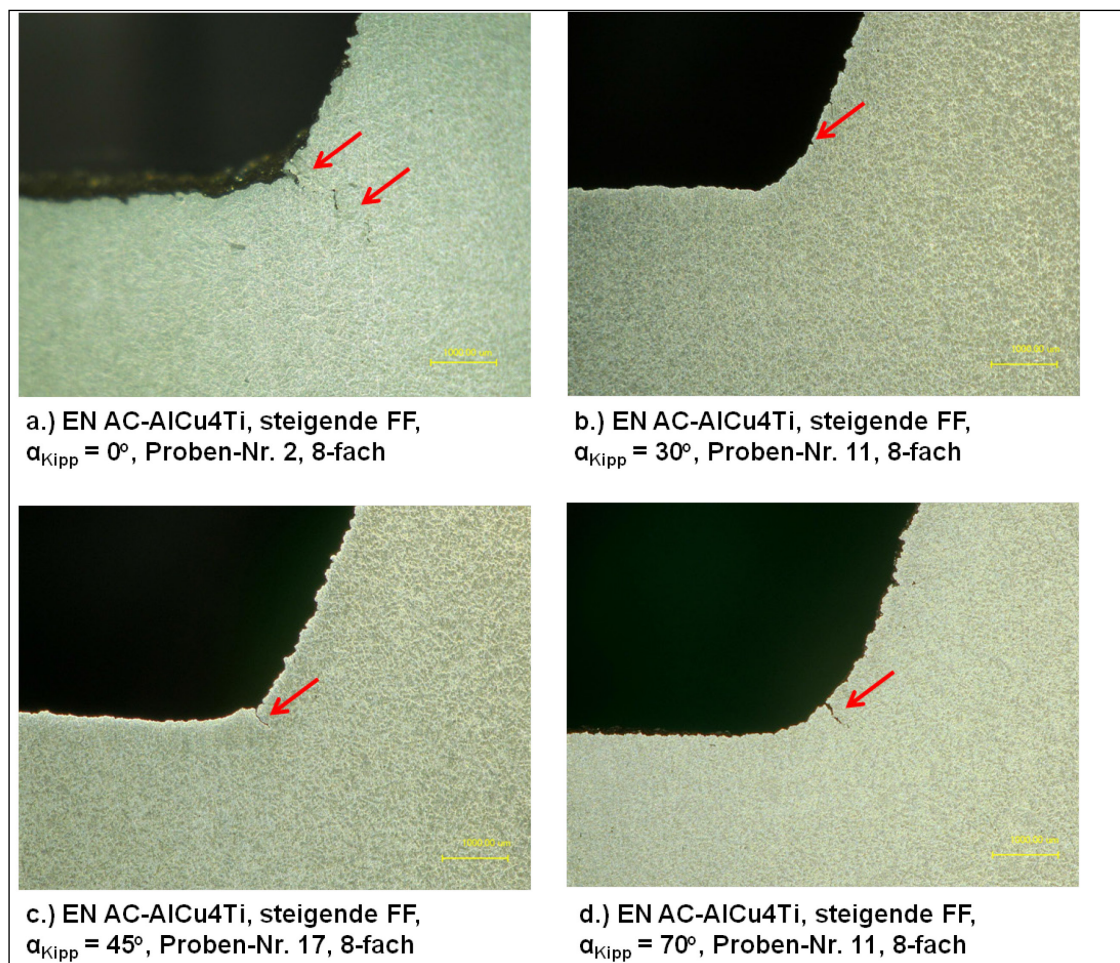


Abbildung 4.39, Warmrisse, EN AC-AlCu4Ti, steigende Formfüllung

4.7 Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die mechanischen Eigenschaften

Neben der fehlerfreien Abbildung der Gusskontur ist die sichere Einhaltung hoher mechanischer Kennwerte für die Herstellung hochwertiger Gusskomponenten in verlorenen Formen von großer Bedeutung.

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Art der Formfüllung auf die mechanischen Eigenschaften von Sandgussteilen erfolgten mit Hilfe der unter Kapitel 3.7 vorgestellten automatischen Gießeinrichtung. Verschiedene Versuchsreihen zur Überprüfung des Einflusses des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} auf die mechanischen Eigenschaften wurden bei steigender und fallender Füllung der bekannten Probengeometrie mit den Legierungen EN AC- AlSi7Mg0,3 und EN AC- AlCu4Ti durchgeführt. Die im Rahmen der Versuchsreihen angewendeten Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} wurden in Abbildung 4.17 vorgestellt. Weitere wesentliche Prozessparameter, wie die Gießtemperatur T_G , die Formtemperatur T_F und die jeweilige Legierungszusammensetzung wurden gemäß der für diese Untersuchungen vorgegebenen Sollwerte und Toleranzen konstant gehalten. **Abbildung 4.40** zeigt tabellarisch die Ergebnisse der Spektralanalyse der Legierungen, die im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen vergossen wurden.

Legierungszusammensetzung EN AC-AISi7Mg0,3															
	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Ti %	Zn %	Ni %	Cr %	Pb %	Na %	Ca %	Sr %	Sb %	Al %
Soll lt. EN 1706	6,5 - 7,5	0,19	0,05	0,1	0,25 - 0,45	0,08 - 0,25	0,07	einzeln < 0,03, Gesamt < 0,10							Rest
Ist-Werte steigende Formfüllung	7,04	0,091	<0,005	0,0039	0,3284	0,1423	0,004	0,0045	0,0003	0,0044	0,0011	0,001	0,0193	0,0024	92,4
Ist-Werte fallende Formfüllung	6,88	0,0885	<0,005	0,0035	0,3259	0,1368	0,0037	0,0045	0,0002	0,0048	0,0005	0,0012	0,0169	<0,0001	92,5

Legierungszusammensetzung EN AC-AlCu4Ti															
	Cu %	Mg %	Si %	Mn %	Fe %	Zn %	Ti %	Ni %	Pb %	Cr %	Na %	Co %	Sb %	Al %	
Soll lt. EN 1706	4,5 - 5,2	< 0,02	0,18	0,55	0,19	0,07	0,15 - 0,30	einzeln < 0,03, gesamt < 0,10							Rest
Ist-Werte steigende Formfüllung	4,739	0,0044	0,0138	0,1054	0,0115	<0,0015	0,1948	0,0012	0,0026	0,0012	<0,0002	<0,0006	<0,0010	94,9	
Ist-Werte fallende Formfüllung	4,632	0,0048	0,0147	0,104	0,0121	<0,0015	0,2107	0,0011	0,0034	0,0011	0,002	<0,0006	0,0042	94,9	

Abbildung 4.40, Ergebnisse der Spektralanalyse zur Überprüfung der Legierungszusammensetzung der untersuchten Legierungen

Ausgewertet wurden die erzeugten Zugproben hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften gemäß der in Kapitel 3.9 dieser Arbeit beschriebenen Vorgehensweise. Die im Folgenden angegebenen Beträge der mechanischen Kennwerte stellen arithmetische Mittelwerte der Messergebnisse jeweils einer Probenmenge n von $n \geq 7$ dar.

In **Abbildung 4.41** werden die Ergebnisse der Zugfestigkeit R_m der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 , dargestellt. Einander gegenübergestellt sind in dieser Abbildung die Ergebnisse, die unter Anwendung verschiedener Kippwinkel zu Gießbeginn mit steigender und fallender Formfüllung erzielt wurden.

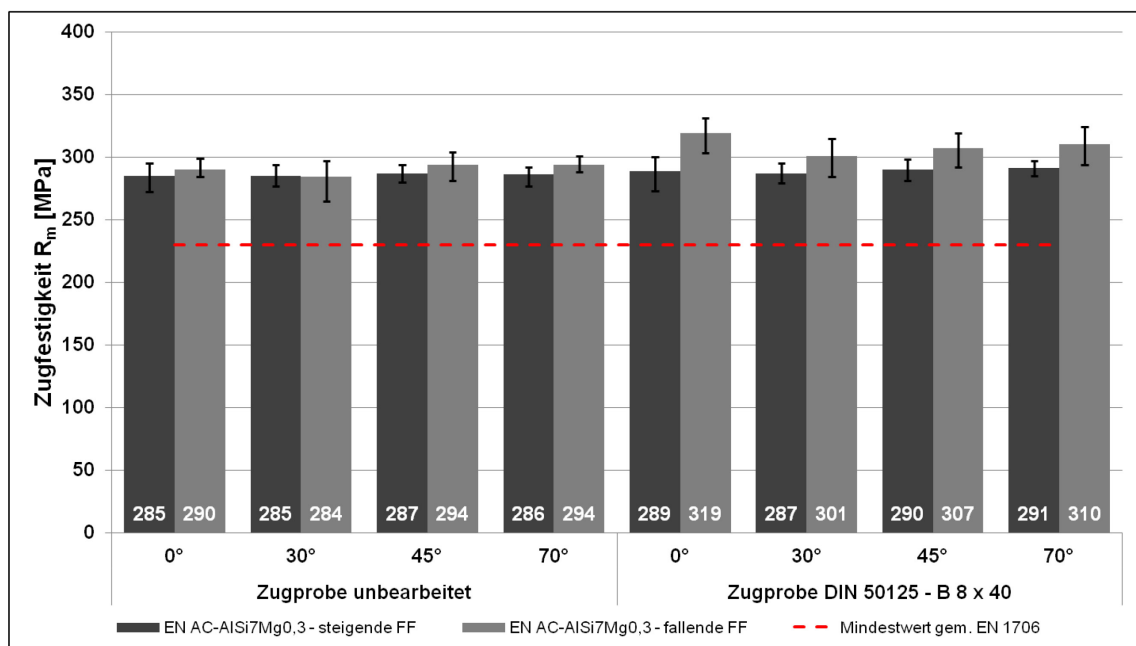


Abbildung 4.41, Zugfestigkeit R_m bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 , Wärmebehandlung T6

Alle Messwerte überschreiten mit ausreichender Sicherheit den für die Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 im Behandlungszustand T6 in der Europeanorm EN 1706 festgelegten Mindestwert der Zugfestigkeit in Höhe von $R_m = 230\text{MPa}$.

Unter Berücksichtigung der Streuung der Messwerte lassen diese Ergebnisse die Aussage zu, dass die Anwendung des Kippgießverfahrens im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren - unter den hier beschriebenen Versuchsbedingungen - unabhängig vom gewählten Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} zu keiner erkennbaren Beeinflussung der Zugfestigkeit R_m führt.

Beim Vergleich der Messergebnisse der Zugfestigkeit R_m bezüglich der Auswirkung der steigenden Formfüllung zur fallenden Formfüllung ergeben sich für die fallende Formfüllung bei mechanisch unbearbeiteten Zugproben überwiegend nur geringfügig höhere Messwerte als bei der steigenden Formfüllung. Die Messergebnisse der zur Erzeugung der Probenform B 8 x 40 mechanisch bearbeiteten und mittels fallender Formfüllung erzeugten Proben liegen dagegen um $5\% \leq \Delta R_m \sim 10\%$ oberhalb der Werte der mit steigender Formfüllung hergestellten Proben.

Einen vergleichbaren Verlauf weisen die in **Abbildung 4.42** dargestellten Ergebnisse der Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei dieser Legierung auf. Der in der EN 1706 festgelegte Mindestwert für die EN AC-AlSi7Mg0,3 beträgt $R_{p0,2} = 190\text{MPa}$ und wird von allen Proben mit ausreichender Sicherheit überschritten.

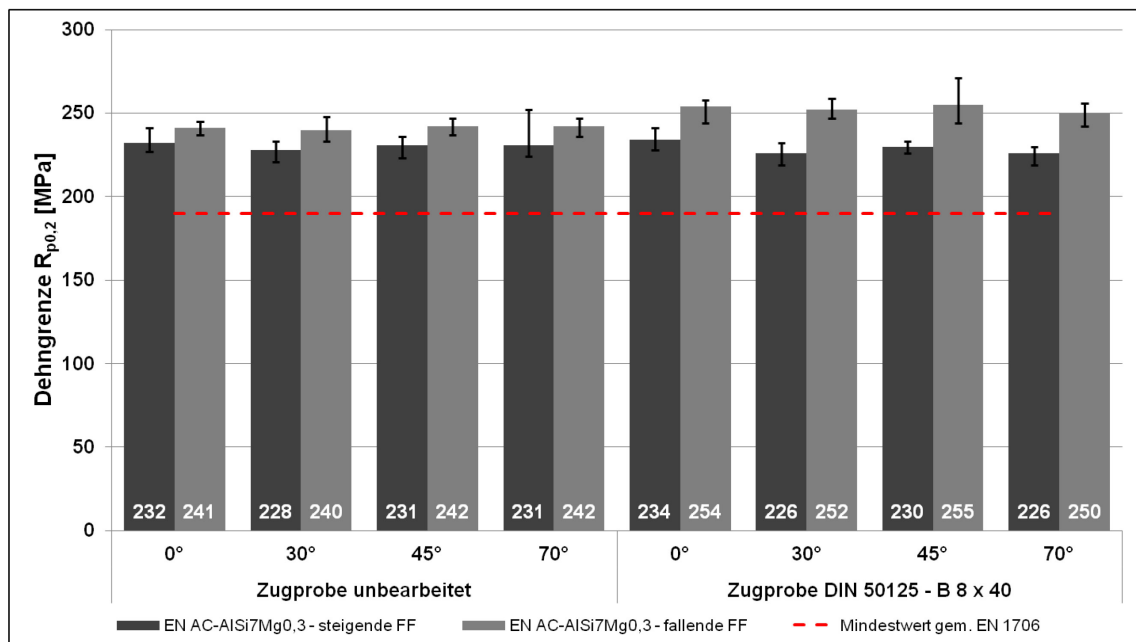


Abbildung 4.42, Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlSi7Mg0,3, Wärmebehandlung T6

Die Messwerte der Dehngrenze $R_{p0,2}$ der mit fallender Formfüllung erzeugten Proben liegen durchschnittlich um $5\% \leq \Delta R_{p0,2} \leq 10\%$ höher als die Vergleichswerte der mit steigender Formfüllung hergestellten Proben.

Zur Bestimmung der Bruchdehnung werden ausschließlich die Ergebnisse der Proben mit einer Zugprobengeometrie nach DIN 50125 - B 8 x 40 herangezogen. Auch bezüglich dieser mechanischen Eigenschaft weisen die Ergebnisse der Legierung EN

AC- AlSi7Mg0,3 in der fallenden Gießweise gegenüber der steigenden Gießweise überwiegend erhöhte Werte auf, wie in **Abbildung 4.43** dargestellt.

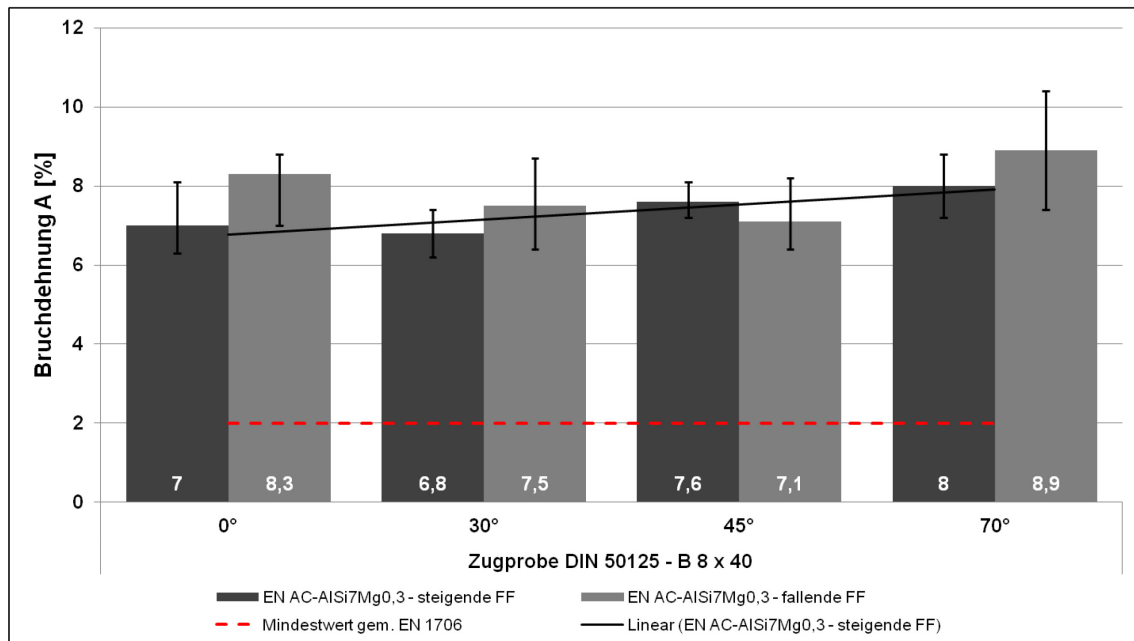


Abbildung 4.43, Bruchdehnung A bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 , Wärmebehandlung T6

Eine lineare Trendanalyse der Ergebnisse deutet auf den Anstieg der Bruchdehnung A zu höheren Werten mit zunehmenden Kippwinkel α_{Kipp} sowohl bei der steigenden, als auch bei der fallenden Formfüllung hin. Beispielhaft dargestellt ist dies in **Abbildung 4.43** durch die durchgezogene dargestellte Ausgleichsgerade der mittleren Bruchdehnungswerte der steigenden Formfüllung. Unter Berücksichtigung der Höhe der Standardabweichung s der vorliegenden Ergebnisse ($0,3 \leq s \leq 1,0$) ist jedoch eine Aussage bezüglich eines positiven Einflusses der Gießweise und / oder des Kippwinkels zu Gießbeginn α_{Kipp} auf die Bruchdehnung nicht mit hinlänglicher Sicherheit zu geben.

Die Ergebnisse der Prüfung der mechanischen Eigenschaften von Zugproben der Legierung EN AC- AlCu4Ti zeigen einen weitgehend übereinstimmenden Verlauf mit den zuvor vorgestellten Ergebnissen der Legierung EN AC- AlSi7Mg0,3 . Auch in diesen Versuchsreihen werden die Mindestwerte der mechanischen Eigenschaften nach EN 1706 in allen Fällen übertroffen.

Die in **Abbildung 4.44** dargestellten Ergebnisse der Zugfestigkeit R_m zeigen, dass dieser mechanische Kennwert auch bei der Legierung EN AC- AlCu4Ti durch die Anwendung des Kippgießverfahrens nicht beeinflusst wird. Jedoch werden auch bei

dieser Legierung unter Anwendung der fallenden Formfüllung im Vergleich zur steigenden Formfüllung tendenziell erhöhte Werte der Zugfestigkeit erreicht.

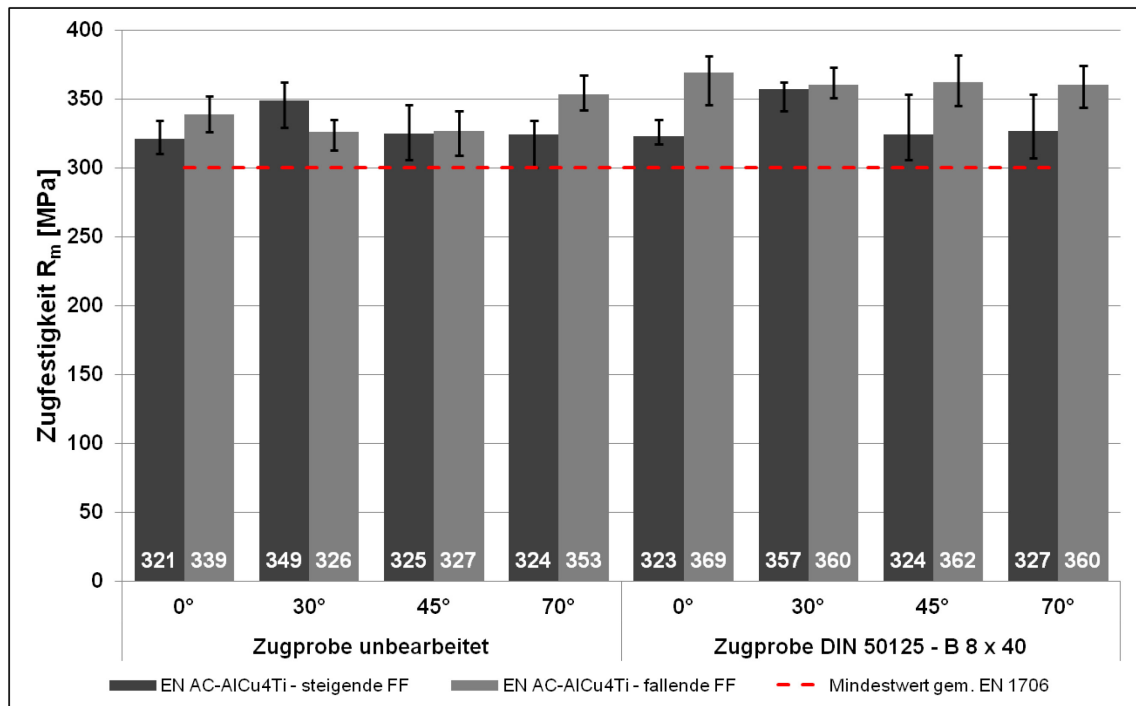


Abbildung 4.44, Zugfestigkeit R_m bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6

Dieser überwiegend positive Einfluss der fallenden Formfüllung auf die mechanischen Kennwerte wird sowohl durch die Ergebnisse der Dehngrenze $R_{p0,2}$ von Zugproben der Legierung EN AC-AlCu4Ti bestätigt, die in **Abbildung 4.45** grafisch zusammengefasst sind, wie auch durch die Ergebnisse der Bruchdehnung A , die in **Abbildung 4.46** dargestellt werden.

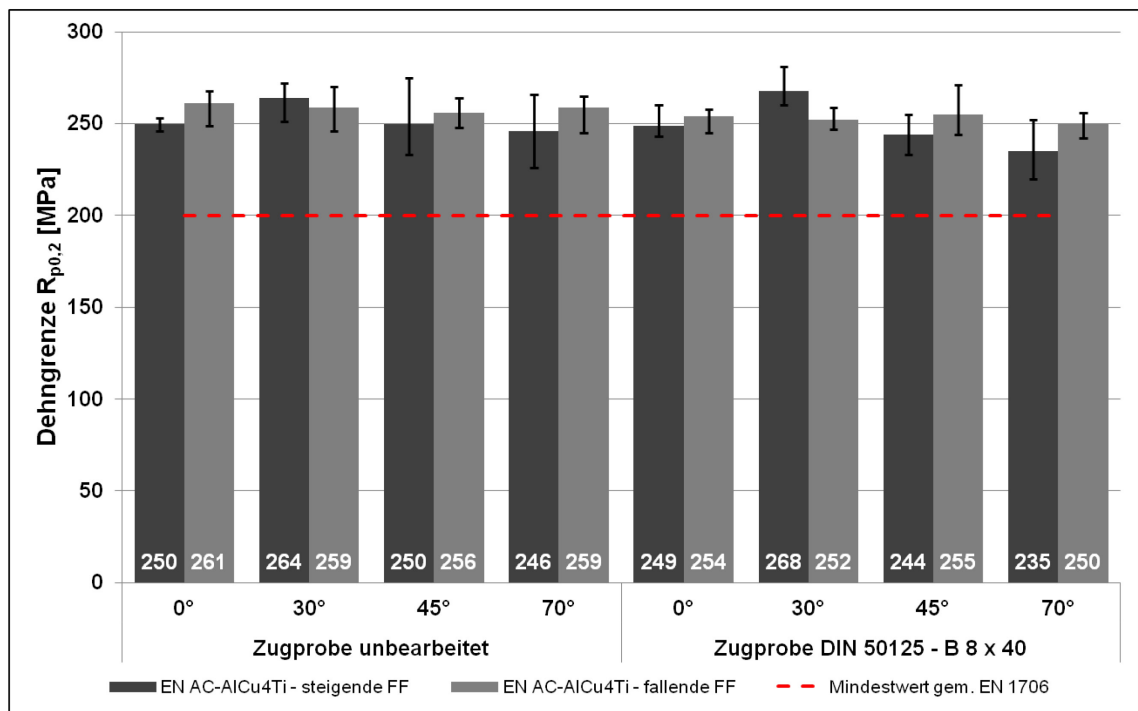


Abbildung 4.45, Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6

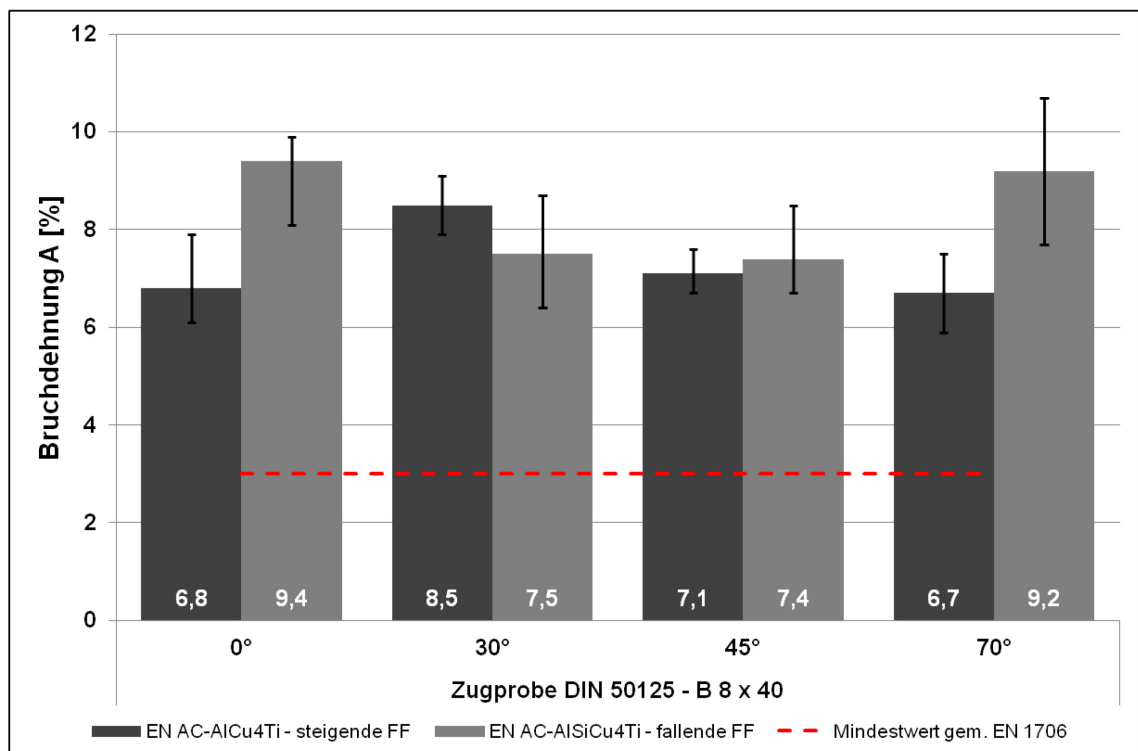


Abbildung 4.46, Bruchdehnung A bei unterschiedlichen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} bei steigender und fallender Formfüllung, Legierung EN AC-AlCu4Ti, Wärmebehandlung T6

In verschiedenen Studien [47; 48; 49] berichten R. A. Harding und weitere Autoren, dass die Zuverlässigkeit von Probestäben aus Aluminium-Gusslegierungen vom Typ AlCu4,5 und AlSi7Mg0,3, vergossen u. a. in Kunstharz gebundenen Sandformen, in Abhängigkeit vom Kippwinkel zu Gießbeginn durch Anwendung des Kippgießverfahrens gesteigert wird. Diese Aussage beziehen die Autoren sowohl auf die absolute Höhe der Zugfestigkeit R_m , wie auch auf die Reduzierung der Streuung der absoluten Werte der Zugfestigkeit. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen wurden unter Anwendung der Weibull-Verteilung statistisch bewertet.

Übereinstimmung herrscht zwischen den Ergebnissen der zuvor zitierten und der hier vorliegenden Untersuchungen hinsichtlich der Feststellung, dass das Kippgießverfahren bei der steigenden Formfüllung im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren keinen wesentlichen Einfluss auf die Zugfestigkeit nimmt.

Abweichend zu den Ergebnissen in [47; 48; 49] geben die im Rahmen der vorliegenden Untersuchung erzielten Ergebnisse der Legierungen EN AC-AlSi7Mg0,3 und EN AC-AlCu4Ti jedoch keinen Hinweis darauf, dass durch Nutzung des Kippgießverfahrens bei der fallenden Formfüllung verlorener Formen die Höhe der mechanischen Kennwerte gegenüber dem Schwerkraft-Gießverfahren zunimmt und die Streuung dieser Kennwerte signifikant reduziert wird.

Bei der Bewertung der untereinander abweichenden Aussagen dieser Versuchsreihen ist zu berücksichtigen, dass sich sowohl die verfahrenstechnischen Einrichtungen wie auch die Einsatzmaterialien in ihrer Grundausslegung voneinander unterscheiden. In der hier vorliegenden Arbeit entsprechen sowohl die angewandte Verfahrenstechnik wie auch das untersuchte Einsatzmaterial industriellen Anforderungen. Dagegen fanden die Untersuchungen, über deren Durchführung und Ergebnisse in den Quellen [47; 48; 49] berichtet wird, den Beschreibungen nach unter sehr eng tolerierten Randbedingungen statt, sodass die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf industrielle Prozesse nur bedingt gegeben ist. Beispielhaft handelt es sich bei dem Einsatzgut der untersuchten Legierungen nicht um industriell hergestelltes, sondern um eigens für diese Versuche aus hochreinen Vorlegierungen erzeugtes Einsatzmaterial.

4.8 Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Formfüllung auf die Qualität eines Pumpengehäuses

Die experimentellen Untersuchungen zum Einfluss der Art der Formfüllung auf die Qualität realer Gussteile erfolgten mit Hilfe der unter Kapitel 3.7 vorgestellten automatischen Gießeinrichtung. Die im Rahmen der Versuchsreihen angewendeten Prozessparameter wurden in Abbildung 3.34 vorgestellt. Die Legierungszusammensetzung, wie auch die Schmelzebehandlung wurden gemäß der für diese Untersuchungen vorgegebenen Sollwerte und Toleranzen eingestellt.

Mit unbewehrtem Auge erkennbare Fehlstellen sind bei allen im Rahmen dieser Versuchsreihen erzeugten Pumpengehäusen nur in geringem Umfang aufgetreten. Es handelt sich dabei ausschließlich um vereinzelte Körner des Formgrundstoffes, die in der Gushaut der unteren Dichtfläche eingeschlossen sind und bei der nachfolgenden spanenden Bearbeitung des Bauteils entfernt werden. Unzureichendes Formfüllungs- und/oder Fließvermögen, das insbesondere durch das Fehlermerkmal Kaltlauf gekennzeichnet ist, ist an keinem Bauteil erkennbar. **Abbildung 4.47** zeigt Beispiele der oberen und unteren Dichtfläche von Pumpengehäusen, die mit steigender Formfüllung und fallender Formfüllung und verschiedenen Kippwinkeln zu Gießbeginn α_{Kipp} hergestellt wurden.

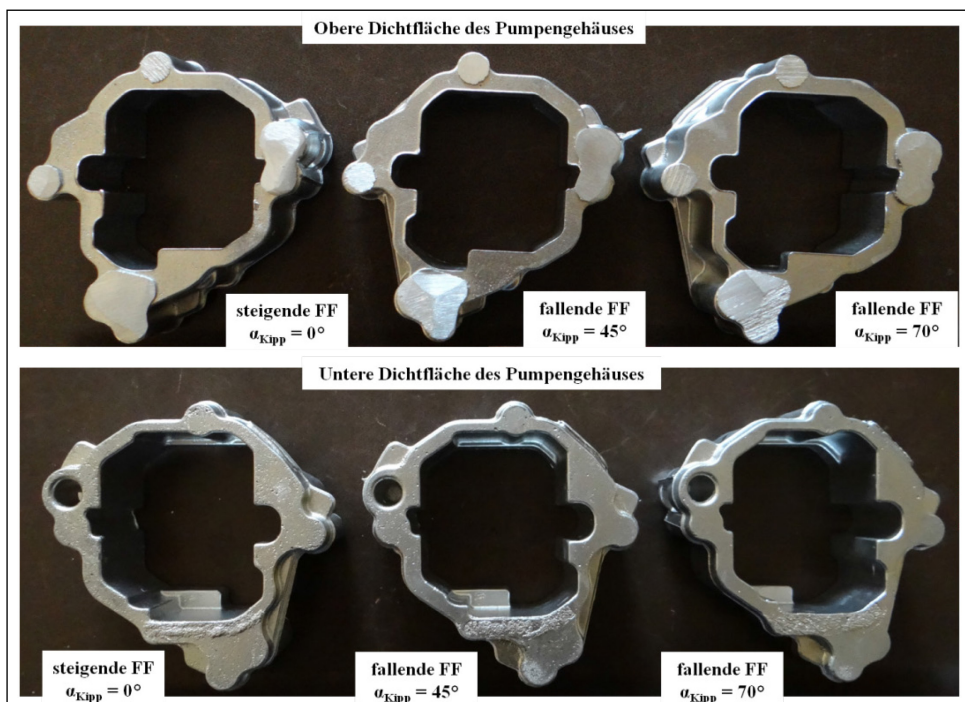


Abbildung 4.47, obere und untere Dichtfläche von Pumpengehäusen, hergestellt mit steigender Formfüllung (Kipp = 0°) und fallender Formfüllung ($\alpha_{\text{Kipp}} = 45^\circ$ u. 70°)

Mittels zerstörungsfreier Prüfung wurden die Bauteile nach Abschluss der Wärmebehandlung in Anlehnung an DIN EN 12681 Giessereiwesen - Durchstrahlungsprüfung auf einem industriellen Röntgenprüfsystem mit Flachdetektor hinsichtlich innerer Defekte überprüft. Mit dieser Technologie detektierbare Gussfehler zeichnen sich durch eine geringere oder höhere Dichte als das Basismaterial des zu prüfenden Bauteils aus. Dazu gehören als Fehlermerkmale z. B. Poren, Lunker und nichtmetallische Einschlüsse [54].

Beispielhaft wird in **Abbildung 4.48** das durch die Bildverarbeitung des Röntgensystems erzeugte Abbild des durchstrahlten Pumpengehäuses dargestellt.

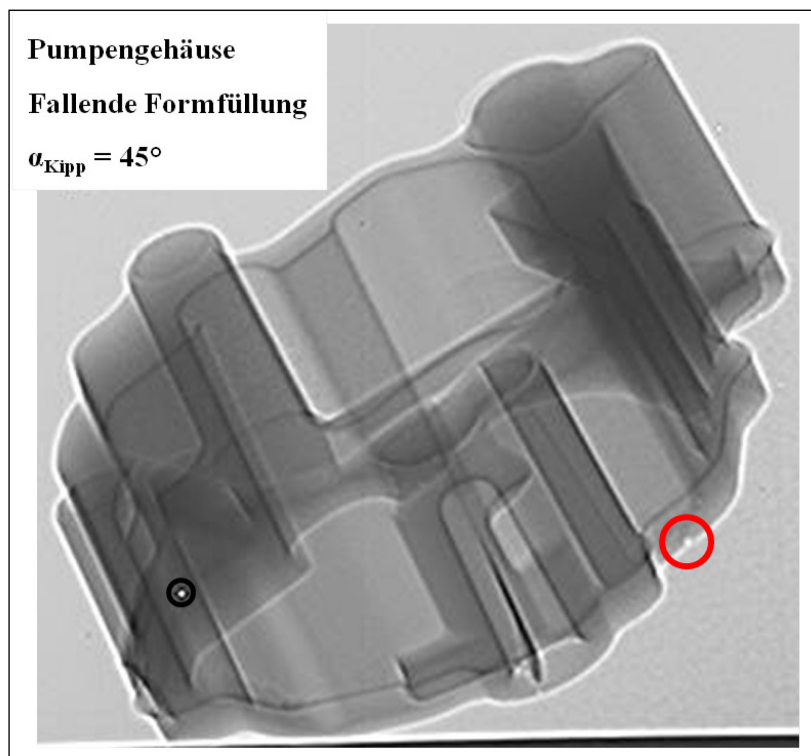


Abbildung 4.48, Abbild eines durchstrahlten Pumpengehäuses

Alle im Rahmen dieser Untersuchung hergestellten Pumpengehäuse weisen eine homogene innere Materialstruktur auf. Poren, Lunker oder nichtmetallische Einschlüsse, wie z. B. Oxide sind in keinem Bauteil erkennbar.

Bei der in Abbildung 4.48 rot umrandeten porenartigen Fehlstelle handelt es sich um einen bereits bei der Sichtprüfung erkannten und auf einen Sandeinschluss zurück zu führenden Fehler an der unteren Dichtfläche. Da die zuvor eingeschlossenen Quarzpartikel bei der Wärmebehandlung freigesetzt wurden, verbleiben offene Poren geringer Größe auf der Dichtfläche, die auf Grund ihrer gegenüber dem Basismaterial

geringeren Dichte bei der Durchstrahlungsprüfung als helle Fehlstelle dargestellt werden. Bei der schwarz umrandeten Auffälligkeit handelt es sich um einen technischen Fehler am Flachdetektor des hier genutzten Röntgensystems.

Ausgewertet wurden die aus den Bauteilen spanend herausgearbeiteten Zugproben hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften gemäß der in Kapitel 3.9 dieser Arbeit beschriebenen Vorgehensweise. Die im Folgenden angegebenen Beträge der mechanischen Kennwerte Zugfestigkeit R_m und Dehngrenze $R_{p0,2}$ sind Einzelwerte.

Auch in dieser Versuchsreihe überschreiten alle Messwerte mit ausreichender Sicherheit den für die Legierung EN AC- $AlSi7Mg0,3$ im Behandlungszustand T6 in der Europannorm EN 1706 festgelegten Mindestwert der Zugfestigkeit in Höhe von $R_m = 230\text{MPa}$, wie in **Abbildung 4.49** dargestellt.

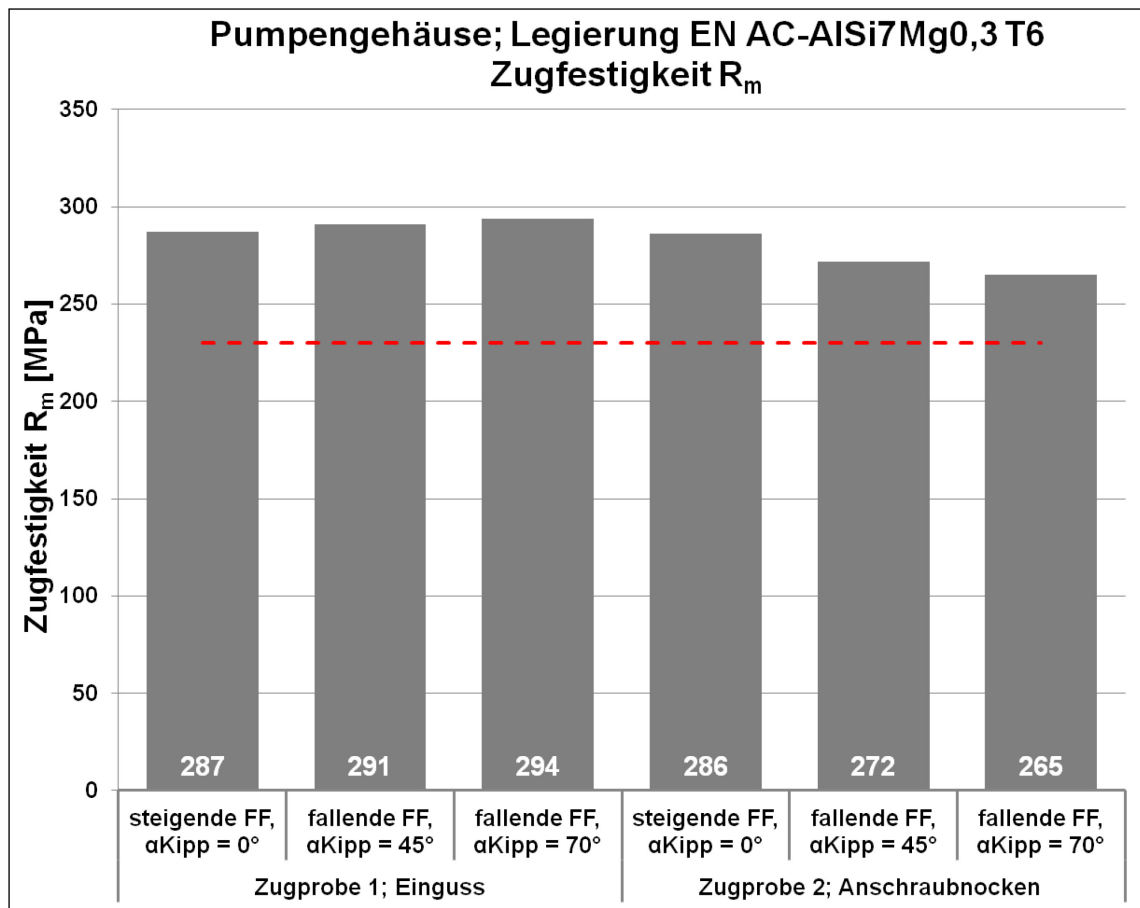


Abbildung 4.49, Abhängigkeit der Zugfestigkeit R_m [MPa] von der Art der Formfüllung am Beispiel des Pumpengehäuses-Mittelteil

Unter Berücksichtigung der typischen Streuung derartiger Messwerte - siehe dazu auch diesbezügliche Ausführungen in Kapitel 4. 7 - sind auch Ergebnisse dieser Versuchsreihe derart zu bewerten, dass die Anwendung des direkten Kippgießverfahrens mit der damit verbundenen fallenden Formfüllung im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren mit steigender Formfüllung unter den hier beschriebenen Versuchsbedingungen unabhängig vom gewählten Kippwinkel zu Gießbeginn α_{Kipp} zu keiner erkennbaren negativen Beeinflussung der Zugfestigkeit R_m führt.

Einen vergleichbaren Verlauf weisen die in **Abbildung 4.50** dargestellten Ergebnisse der Dehngrenze $R_{p0,2}$ bei dieser Legierung auf. Der in der EN 1706 festgelegte Mindestwert für die EN AC- AlSi7Mg0,3 beträgt $R_{p0,2} = 190\text{MPa}$ und wird von allen Proben mit ausreichender Sicherheit überschritten.

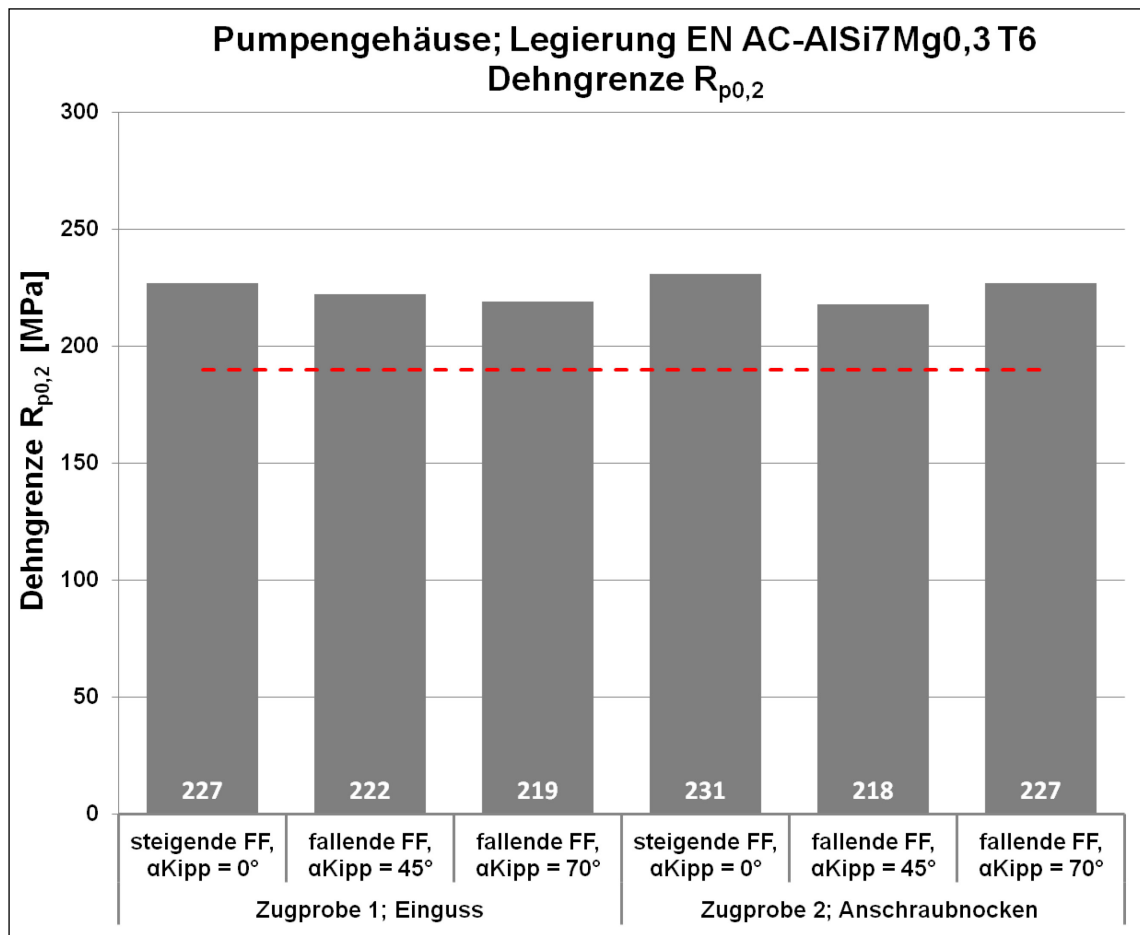


Abbildung 4.50, Abhängigkeit der Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa] von der Art der Formfüllung am Beispiel des Pumpengehäuses-Mittelteil

Insbesondere von Interesse sind die mechanischen Kennwerte der jeweiligen Zugprobe 1, deren - bei der fallenden Formfüllung - direkt unter dem Einguss gelegene Position theoretisch bevorzugt zur Bildung festigkeitsschädigender Oxyde beitragen kann.

Die Zugfestigkeitswerte R_m der an dieser Position des Gehäuses entnommenen und mechanisch bearbeiteten Proben liegen bei Anwendung des direkten Kippgießverfahrens mittels fallender Formfüllung liegen um $\Delta R_m \leq 4\%$ oberhalb der Werte der mit dem Schwerkraft-Gießverfahren und steigender Formfüllung hergestellten Proben. Die Messwerte der Dehngrenze $R_{p0,2}$ der mit fallender Formfüllung erzeugten Proben liegen durchschnittlich um $\Delta R_{p0,2} \leq 4\%$ niedriger als die Vergleichswerte der mit steigender Formfüllung hergestellten Proben.

Die hier ermittelten Messwerte der genannten mechanischen Kennwerte geben keinen Hinweis auf die Bildung und / oder das Vorhandensein festigkeitsmindernder Oxyde. Diese Aussage gilt auch bezüglich der Messergebnisse der jeweiligen Zugprobe 2 der im Rahmen dieser Versuchsreihe hergestellten Pumpengehäuse.

Zusammenfassend lassen die am Beispiel eines Pumpengehäuse-Mittelteils ermittelten Untersuchungsergebnisse in Abgleich mit den zuvor beschriebenen Versuchsergebnissen der vorliegenden Arbeit folgende Bewertung zu:

- Das Potential des bei Anwendung des direkten Kippgießverfahrens zu erzielenden Formfüllungs- und Fließvermögens metallischer Schmelzen wird bei den derzeit üblichen durchschnittlichen Wandstärken d realer Gusskomponenten in Höhe von $d \geq 4\text{mm}$ nicht ausgenutzt. Mittels des direkten Kippgießverfahrens ist die Herstellung geringerer Wandstärken an realen Gussteilen zu realisieren.
- Die mechanischen Kennwerte realer Gussteile, wie z. B. die Zugfestigkeit R_m und die Dehngrenze $R_{p0,2}$ weisen bei der Anwendung des direkten Kippgießverfahrens im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren keine negative Beeinflussung auf.
- Die Anwendung des direkten Kippgießverfahrens führt im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren zu einem signifikanten wirtschaftlichen Einsparpotential hinsichtlich der Ressource Energie durch Reduktion der Überhitzungstemperatur T_{UH} sowie der Ressource Metall durch Senkung des Einsatzgewichtes.

5 Zusammenfassung / Ausblick

Die Fähigkeit zur sicheren Herstellung dünnwandiger und gleichzeitig mechanisch hoch belastbarer Gusskomponenten ist vor dem Hintergrund eines stetig zunehmenden Bedarfes nach Leichtbaukomponenten für zahlreiche Einsatzgebiete ein wichtiges Kriterium für die mittel- und langfristige Marktabsicherung von Gießereien. Dies betrifft auch die zahlreichen Gießereien, die verlorene Sandformen zur Herstellung ihrer Gussprodukte verwenden.

Typische Anwendungsfälle für derartige Gusskomponenten liegen beispielhaft in den Bereichen der Motor-, Fahrwerks- und Strukturteile für die Automobilindustrie, in hochfesten, großvolumigen Komponenten der Maschinenbau- und Elektroindustrie oder auch in druckdichten gas- oder flüssigkeitsführenden Bauteilen der Gebäudetechnik. Hergestellt werden derartige Gussteile anforderungsbezogen sowohl aus Eisen-Gusslegierungen wie auch aus Nichteisen-Gusslegierungen.

Die reproduzierbare Herstellung dünnwandiger Gusskomponenten ist u. a. abhängig von den Eigenschaften des Fließvermögens und des Formfüllungsvermögens der zu verarbeitenden Legierung. Eine Verbesserung dieser Eigenschaften ermöglicht die seriensichere Produktion dünnwandigerer und damit leichter Gussteile, sofern mit der Optimierung dieser Gießeigenschaften keine negative Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften einhergeht.

Verfahrenstechnisch wird im Bereich des Kokillengusses seit vielen Jahren diesen Forderungen nach dünnwandigen und mechanisch hoch beanspruchten Gusskomponenten durch vermehrte Anwendung des Kippgießverfahrens, ausgeführt sowohl mit steigender, wie auch mit fallender Formfüllung Rechnung getragen. Die letztgenannte Verfahrensvariante ist gemein hin auch unter dem Begriff "Kopfguss" bekannt. Zahlreiche wissenschaftliche Untersuchungsergebnisse und industrielle Erfahrungsberichte über den Einfluss des Kippgießverfahrens im Kokillenguss liegen vor und bestätigen dessen Vorteile gegenüber dem Schwerkraft-Gießverfahren.

Dieser Entwicklung im Kokillenguss gegenüber hat sich die Anwendung des Kippgießverfahrens im Sandguss bisher nicht durchgesetzt. Auch im Rahmen wissenschaftlicher Untersuchungen wurde dieses Thema bisher nur in geringem Maße bearbeitet. Jedoch wird in diesen wenigen Veröffentlichungen von gleichfalls positiven

Auswirkungen des Kippgießverfahrens z. B. auf die mechanischen Eigenschaften von Sandgusskomponenten berichtet.

Die vorliegende Arbeit hat es sich zur Aufgabe gestellt, zusätzliche Erkenntnisse über den Einfluss

- a. der Art der Formfüllung (steigend - fallend) und
- b. des Kippgießverfahrens

auf die gießtechnologischen und die mechanischen Eigenschaften von Sandgussteilen zu erarbeiten. Die im Rahmen der Arbeit eingesetzten Gusswerkstoffe wie auch die zur Anwendung kommenden Fertigungsverfahren und Prozesse sind derart ausgewählt, dass die Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf reale Fertigungsabläufe in einem hohen Maß gegeben ist. Ziel ist es, aus diesen Ergebnissen konkrete Handlungsempfehlungen zur gezielten Beeinflussung der gießtechnologischen und mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Sandgusskomponenten abzuleiten und deren Einflussnahme zu beschreiben.

Untersucht wird die Beeinflussung der gießtechnischen Eigenschaften - hier: Fließvermögen, Formfüllungsvermögen und Warmrisseigung - und der mechanischen Eigenschaften Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung der Aluminium-Gusslegierungen EN AC-AlSi7Mg0,3 und EN AC-AlCu4Ti bei der steigenden und der fallenden Formfüllung Kunstharz gebundener Sandformen in einer neu entwickelten Probengeometrie.

Diese Probeform zeichnet sich dadurch aus, dass in einem Gießzyklus Probekörper zur Ermittlung sowohl der Gießeigenschaften als auch der mechanischen Eigenschaften hergestellt werden. Die Probengeometrie zur Untersuchung der Gießeigenschaften weist sehr geringe Wandstärken d in Höhe von $0,5\text{mm} \geq d \leq 3\text{mm}$ auf. Die Probeform ermöglicht sowohl die Anwendung des Schwerkraft- und des Kippgießverfahrens sowohl bei steigender, wie auch bei fallender Formfüllung.

Der Formfüllungsprozess erfolgt mittels eines 6-achsigen Gießroboters, die Bewegung der Form während der Formfüllung mittels eines elektrisch angetriebenen Kipptisches. Beide Komponenten bilden über die gemeinsame elektronische Steuerung ein flexibles Fertigungssystem, dessen hochwertige Steuerungs- und Regelkomponenten ein hohes Maß an Wiederholgenauigkeit wichtiger Prozessparameter gewährleisten.

Die Untersuchungen erfolgen beim Kippgießverfahren einachsrig unter den Kippwinkeln $\alpha_{\text{Kipp}} = 30^\circ$, 45° und 70° , sowie vergleichsweise beim Schwerkraft-Gießverfahren (Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} = 0^\circ$). Diese Versuchsparameter werden für die genannten Legierungen sowohl bei der steigenden Formfüllung, wie auch bei der fallenden Formfüllung (Kopfguss) angewendet.

Neben den experimentellen Versuchen wird für das Schwerkraft-Gießverfahren der Verlauf der Formfüllung und Erstarrung der untersuchten Probengeometrie beider Legierungen zusätzlich mit Hilfe numerischer Simulationsprogramme analysiert. Die derart berechneten Ergebnisse werden vergleichenden Betrachtungen zu den experimentell ermittelten Ergebnissen unterzogen.

Zusammenfassend stellen sich die Erkenntnisse aus den im Rahmen dieser Untersuchung durchgeführten Versuche wie folgt dar:

- Die Aussagefähigkeit der Simulation von Formfüllungsvorgängen metallischer Schmelzen, z. B. bezogen auf die Geschwindigkeit, das Formfüllungs- und das Fließverhalten der Schmelze sollte im Einzelfall überprüft werden.

So zeigen die Ergebnisse des berechneten Füllgrades des Gusskörpers bei der Simulation der Formfüllung eine signifikante Abhängigkeit vom Betrag des der Berechnung zu Grunde gelegten Wärmeübergangskoeffizienten h an der Grenzschicht Form - Schmelze. Als Folge dessen kann der Betrag des bei der Simulation errechneten Füllgrades vom Füllgrad realer Gussteile stark abweichen.

- In verlorenen Formen ist ein deutlicher Einfluss der Art der Formfüllung (steigend – fallend) auf das Formfüllungs- und Fließvermögen der untersuchten Legierungen festzustellen.

Unter den hier gewählten Versuchsbedingungen sind sowohl das Formfüllungsvermögen als auch das Fließvermögen der untersuchten Legierungen bei fallender Formfüllung signifikant günstiger als bei steigender Formfüllung. Eine Erhöhung der Gießtemperatur durch Steigerung der Überhitzungstemperatur führt den Ergebnissen nach zu einer Verbesserung dieser Gießeigenschaften, jedoch wird bei der steigenden Formfüllung trotz einer Erhöhung der Überhitzungstemperatur um $\Delta T_{\text{ÜH}} = 70^\circ\text{K}$ nicht die Höhe

der Eigenschaftskennwerte der fallenden Formfüllung bei unveränderter Gießtemperatur erreicht.

- Die untersuchten Arten der Formfüllung zeigen eine differenzierte Abhängigkeit der Gießeigenschaften vom Kippwinkel.

Bei der steigenden Formfüllung führt die Anwendung des Kippgießverfahrens bis zu einem Kippwinkel von ca. 45° zu reduzierten Kennwerten des Formfüllungs- und Fließvermögens. Ab einem Kippwinkel zu Gießbeginn $\alpha_{\text{Kipp}} > 45^\circ$ verbleiben diese Kennwerte auf weitgehend konstantem Niveau.

Bei der fallenden Formfüllung führt das Kippgießverfahren bis zu einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} \sim 45^\circ$ zu einer Verbesserung der Kennwerte des Formfüllungs- und Fließvermögens. Bei einem Kippwinkel $\alpha_{\text{Kipp}} \gg 45^\circ$ sinken diese Kennwerte.

- In verlorenen Formen ist ein deutlicher Einfluss der Art der Formfüllung (steigend – fallend) auf die Warmrissbildung der Legierung EN AC-AlCu4Ti festzustellen.

Unter den hier gewählten Versuchsbedingungen weist die Legierung EN AC-AlCu4Ti bei fallender Formfüllung eine geringere Neigung zur Bildung von Warmrissen auf als bei steigender Formfüllung.

- Die mechanischen Eigenschaften, hier Zugfestigkeit, Dehngrenze und Bruchdehnung der untersuchten Aluminium-Gusslegierungen unterliegen in ihren absoluten Werten keinem erkennbaren Einfluss durch die Anwendung des Kippgießverfahrens. Auch die Streuung der Messwerte der mechanischen Eigenschaften ist durch das Kippgießverfahren nicht gezielt beeinflussbar. Tendenziell weisen Zugproben, die mittels fallender Formfüllung hergestellt werden, geringfügig bessere mechanische Kennwerte auf, als mittels steigender Formfüllung erzeugte Proben.
- Die Anwendung des direkten Kippgießverfahrens führt im Vergleich zum Schwerkraft-Gießverfahren zu einem signifikanten wirtschaftlichen Einsparpotential hinsichtlich der Ressource Energie beim Schmelzen und

Warmhalten durch Reduktion der Überhitzungstemperatur $T_{\text{ÜH}}$ sowie der Ressource Metall durch Senkung des Einsatzgewichtes.

Bestätigung finden wesentliche Umfänge der an Hand der neuen Probengeometrie ermittelten Ergebnisse auch bei experimentellen Untersuchungen am Beispiel eines realen Gussteils, hier eines Pumpengehäuse-Mittelteils.

Die vorstehend aufgeführten Ergebnisse aus den Untersuchungsreihen dieser Arbeit führen zu der Schlussfolgerung, dass die Herstellung mechanisch hoch beanspruchter dünnwandiger Aluminium-Gussteile in Sandformen bevorzugt mittels fallender Formfüllung unter Anwendung des Kippgießverfahrens bei einem Kippwinkel zu Gießbeginn von $30^\circ \leq \alpha_{\text{Kipp}} \leq 70^\circ$ durchzuführen ist.

Aus den Ergebnissen der vorliegenden Arbeit heraus ergeben sich verschiedene Aufgabenstellungen für weiterführende Untersuchungen. Da zur industriellen Herstellung von Sandgusskomponenten neben Kunstharz gebundenen Formen in großem Maße tongebundene Formen verwendet werden, ist der Einfluss des Kippgießverfahrens bei steigender und fallender Formfüllung auf die Eigenschaften von Gussteilen, hergestellt in derartig gebundener Sandformen von Interesse.

Kupfer-Gusslegierungen werden in großem Umfang im Sandgießverfahren beispielhaft für die Herstellung gas- oder flüssigkeitsführender Armaturengehäuse für Anwendungen in der Gebäudetechnik vergossen. Die Anwendbarkeit der Ergebnisse der vorliegenden Arbeit auf diese Gruppe der Gusswerkstoffe hin zu untersuchen, stellt ein weiteres Aufgabengebiet dar.

Darüber hinaus ist es wünschenswert, dass weitere Analysen der industriellen Anwendung des Kippgießverfahrens bei der steigenden und fallenden Formfüllung von verlorenen Sandformen am Beispiel realer Gussteile erstellt und dem interessierten Fachpublikum zugänglich gemacht werden.

Abschließend ist zu untersuchen, welchen Einfluss eine mehrachsige, der individuellen Bauteilgeometrie angepasste Bewegung der Gießform während der Formfüllung auf die Eigenschaften derart hergestellter Gussteile nimmt.

6 Literaturverzeichnis

- [1] K. Decking, Leichtbau mit bionischem Guss, Giesserei, 100, 2013, Heft 9, S. 74 - 75
- [2] Verein deutscher Gießereifachleute e.V., TU München, Fakultät für Maschinenwesen, Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen, (Hrsg.), Grundlagen der Gießertechnik, Power-Point Präsentation, 2005, [http://www.vdg.de/fileadmin/content/03_documents/Grundlagen_der_Giessereitechnik_1.pdf, letzter Zugriff 11.12.2014]
- [3] S. Hasse (Hrsg.), Giesserei-Lexikon, 19. Auflage, 2008, Fachverlag Schiele & Schön GmbH, Berlin
- [4] H.-C. Saewert, F. Mnich, E. Krebs, R. Bähr, Wechselbeziehungen zwischen den Anforderungen an Aluminiumussteile und der Entwicklung von Gießverfahren – das NEMAK Dynamic Casting System (NDCS), Gießerei-Praxis, 4, 2007, S. 112 - 113
- [5] M. Menge, Vom Kippgießen anspruchsvoller Pumpengehäuse für die Automobilindustrie, Mitteldeutsche Mitteilungen, 20, 2011, Heft 1, S. 26 - 27
- [6] Aluminium-Zentrale Düsseldorf (Hrsg.), Aluminium-Taschenbuch, Band 2, 15. Auflage, 1999, Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, Düsseldorf
- [7] Aluminium-Zentrale Düsseldorf (Hrsg.), Aluminium-Taschenbuch, Band 1, 16. Auflage, 2002, Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, Düsseldorf
- [8] R. Simon, A. Fröscher, R. Kendrick, P. Evans, Untersuchungen zur Entgasung von Aluminiumschmelzen, Giesserei, 99, 2012, Heft 1, S. 48 - 55
- [9] P. Hoevs, W. Reif, W. Schneider, Kornfeinung von Aluminium-Gußlegierungen, Giesserei, 81, 1994, Heft 12, S. 398 - 405
- [10] W. Reif, P. Subramanyam, Untersuchungen zur Feinungswirkung und zum Feinungsmechanismus von Antimon am Beispiel der Legierung G-AlSi7Mg, Teil 1, Gießereiforschung, 45, 1993, Heft 1, S. 9 - 18
- [11] W. Reif, P. Subramanyam, Untersuchungen zur Feinungswirkung und zum Feinungsmechanismus von Antimon am Beispiel der Legierung G-AlSi7Mg, Teil 2, Gießereiforschung, 45, 1993, Heft 2, S. 65 - 72

- [12] Xiao-Guang Chen, F.-J. Klinkenberg, S. Engler, Qualitätskontrolle der Aluminiumschmelze - Ein Überblick. Teil 3. Kornfeinung und Veredelung, Gießerei-Praxis, 1993, Heft 5, S. 68 - 76
- [13] W. Menk, M. O. Speidel, R. Döpp, Die thermische Analyse in der Praxis der Aluminiumgießerei, Giesserei, 79, 1992, Heft 4, S. 125 - 134
- [14] A. Gädke, K. Eigenfeld, R. Kos, F. W. Ralf, H. Koch, D. Knoche, H. Lang, Die thermische Analyse als Kontrollverfahren zur Bestimmung der Kornfeinung von Al-Gusslegierungen, Giesserei, 93, 2006, Heft 1, S. 18 - 25
- [15] S. Engler, G. Schleiting, Erstarrungsmorphologie von Aluminiumlegierungen bei Kokillenguss, Gießereiforschung, 30, 1978, Heft 1, S. 15 - 24
- [16] M. Kölling, J. Straub, U. Grigull, Das Fließ- und Formfüllungsvermögen reiner Metalle - Modellvorstellung und quantitative Beschreibung, Metall, 35. Jahrg., 1981, Heft 1, S. 30 - 37
- [17] O. Polianska, Technologische Erfordernisse beim Aluminium-Dünnwand-Kokillengießen, Dissertation, Otto von Guericke Universität Magdeburg, Fakultät für Maschinenbau, 2010
- [18] J. M. Kim, C. R. Loper, Effect of Solidification Mechanism on Fluidity of Al-Si Casting Alloys, Transactions of the American Foundrymens Society, 1995, Band 103, S. 521 - 529
- [19] L. Henrichs, Gießeigenschaften der Gußlegierungen am Beispiel der Aluminiumlegierungen, Giesserei, 77, 1990, Heft 23, S. 745 - 748
- [20] M. Gugisch, R. Bähr, I. Behm, O. Polianska, Kausalzusammenhang „Gießtechnologische Legierungseigenschaften - Erstarrungsgefüge“ bei Aluminiumgusslegierungen, Gießerei-Rundschau, 56, 2009, Heft 3/4, S. 50 - 54
- [21] R. Ellerbrok, Über das Formfüllungsvermögen flüssiger Metalle, Dissertation, RWTH Aachen, 1973
- [22] B. Tonn, H. Zak, Hoch- und warmfeste Aluminiumgusslegierungen für zukünftige Leichtbauanwendungen, Giesserei, 100, 2013, Heft 8, S. 100 - 101
- [23] M. Belte, D. Dragulin, S. Schmidt, E. Schramm, A. Lukas, U. Zenker, Einfluss des Abschreckmediums auf die mechanischen Eigenschaften massiver Aluminiumussteile, Giesserei, 96, 2009, Heft 12, S. 62 - 67

- [24] K. Greven, Entwicklung eines hochfesten Werkstoffs für gegossene Aluminium Fahrwerkskomponenten, VDI - Berichte Nr. 2217, 2014, VDI Verlag, Düsseldorf
- [25] J. Campbell, Castings, 2. Auflage, 2003, Verlag Butterworth-Heinemann, Oxford
- [26] S. B. Kim, K. D. Yeom, C. P. Hong, Simulation of mould filling sequences in gravity tilt-pour casting, International Journal of Cast Metals Research, 1997, 10. Jahrg., Heft 1, S. 49 - 56
- [27] F. Nielsen, Gieß- und Anschnittechnik, 1979, Giesserei-Verlag, Düsseldorf
- [28] C. Klimesch, S. Bechtle, O. Vogt, S. Ziegler, S. Röpke, A. Schüller, Herausforderungen an hoch belastete Zylinderköpfe, Giesserei-Praxis, 2011, Heft 5, S. 187 - 191
- [29] M. Braunhardt, R. Bähr, K. Eigenfeld, I. Niedick, Untersuchungen zum Schwerkraftkokillengießen von Aluminium-Zylinderkurbelgehäusen, Giesserei, 99, 2012, Heft 5, S. 30 - 39
- [30] G. W. Stahl, Tilt Pouring Permanent Mold Aluminum Castings, AFS Transactions, 1961, Vol. 69, S. 476 - 478
- [31] G. W. Stahl, Gating Tilt Poured Permanent Mold Aluminum Castings, AFS Transactions, 1963, Vol. 71, S. 216 - 220
- [32] NEMAK Dillingen (Firmenschrift), Mitteldeutsche Mitteilungen, 18, 2009, Heft 1, S. 8
- [33] C. Oberschelp, H. Kirchmeir, G. Huber, A. Wagner, J. Huber, P. Stika, Einsatz dynamischer Gießverfahren bei der Herstellung hoch belasteter Zylinderköpfe, Giesserei, 98, 2011, Heft 12, S. 26 - 35
- [34] D. Söffker, M. Langer, Herstellung von Formen aus harzgebundenem Formstoff in einer teilautomatisierten Fertigungszelle, Giesserei, 100, 2013, Heft 1, S. 30 - 37
- [35] H. Haddenhorst, A. Kiebel, AGSC: Alcoa Green Sand Casting, Giesserei-Praxis, 2001, Heft 1, S. 23 - 26
- [36] D. S. Edwards, J. Hunter, The Cosworth Process, Foundry Trade Journal, 1992, Band 3458, S. 446; 448 - 453

- [37] K.-H. Schütt, G. Van de Kerkhoff, Neues Aluminiumgießverfahren für hochgenaue und superleichte Klein- und Mittelseriengussteile, Giesserei-Erfahrungsaustausch, 2009, Heft 11, S. 22 - 25
- [38] V. Vogel, W. Michels, G. Wolf, Einfluss der Formstoffparameter und der Formfüllung auf die Entstehung von Gasporosität bei Aluminium-Sandguß, Gießereiforschung, 54, 2002, Heft 3, S. 81 - 90
- [39] S. Schott, Roboter - "Freund und Helfer" im Fertigungsablauf von Gießereien, Giesserei, 100, 2013, Heft 7, S. 66 - 68
- [40] G. Trommer, Gießereiprozesse automatisieren, Giesserei, 95, 2008, Heft 7, S. 85 - 87
- [41] W. Hartig, M. Bartel, Prozessverbesserung mit Gießrobotern im Kokillengießverfahren, Giesserei, 95, 2008, Heft 7, S. 92 - 97
- [42] P. M. G. Durville, British Patent 23,719 (1913)
- [43] H. Smetan, Zukunftsweisender Motorenleichtbau im Spannungsfeld der Gießverfahren und Werkstoffe, Giesserei-Praxis, 2007, Heft 5, S. 165 - 176
- [44] G. Bittner, L. Kniewallner, W. Menk, P. Schumacher, Dünnwandige Strukturteile für den Fahrzeugbau, Giesserei, 91, 2004, Heft 10, S. 32 - 38
- [45] C. Dommaschk, Beitrag zur Gefügebeeinflussung erstarrender Metallschmelzen durch Vibration, Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, 2003
- [46] F. Chiesa, B. Duchesne, J. Baril, Umstellung eines mechanisch bearbeiteten Aluminiumgehäuses der Legierung 6061 auf ein Magnesiumsandgussteil aus AZ 91E, Giesserei-Praxis, 2007, Heft 12, S. 491 - 498
- [47] J. Mi, R. A. Harding, J. Campbell, The tilt casting process, International Journal of Cast Metals Research, 2002, 14. Jahrg., Heft 6, S. 325 - 334
- [48] R. A. Harding, The use of tilt filling to improve the quality and reliability of castings, Foundry Trade Journal, 2007, 180. Jahrg., S. 142 - 146
- [49] J. Mi, R. A. Harding, J. Campbell, Effects of the entrained surface film on the reliability of castings, Metallurgical and materials transactions, 2004, Band 35A, S. 2893 - 2902
- [50] E. Flender, J. C. Sturm, Gießtechnische Simulation, Giesserei, 96, 2009, Heft 5, S. 94 - 109

-
- [51] J. Hattel (Hrsg.), Fundamentals of Numerical Modelling of Casting Processes, 1. Auflage, 2005, Polyteknisk Forlag, Kgs. Lyngby, Dänemark
 - [52] DIN Deutsches Institut für Normung e. V., DIN EN ISO 6892-1:2009:12 Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur, Beuth Verlag GmbH, Berlin
 - [53] DIN Deutsches Institut für Normung e. V., DIN 50125 Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben, Beuth Verlag GmbH, Berlin
 - [54] DIN Deutsches Institut für Normung e. V., DIN EN 12681 Giessereiwesen - Durchstrahlungsprüfung, Beuth Verlag GmbH, Berlin

7 Anhang

Lebenslauf

Der Lebenslauf ist in der Online-Version aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.

Der Lebenslauf ist in der Online-Version aus Gründen des Datenschutzes nicht enthalten.